

UNIVERSIDAD CARLOS III DE MADRID



Escuela Politécnica Superior

**CRITERIOS DE FALLO APLICABLES A
POLÍMEROS DE USO ESTRUCTURAL
SOMETIDOS A CARGAS IMPULSIVAS**

Tesis Doctoral

Autor

Josué Aranda Ruiz

Director

José Antonio Loya Lorenzo

DEPARTAMENTO DE MECÁNICA DE MEDIOS CONTINUOS Y
TEORÍA DE ESTRUCTURAS

Leganés, Marzo 2017

DEPARTAMENTO DE MECÁNICA DE MEDIOS CONTINUOS Y TEORÍA DE
ESTRUCTURAS
Escuela Politécnica Superior

**CRITERIOS DE FALLO APLICABLES A
POLÍMEROS DE USO ESTRUCTURAL
SOMETIDOS A CARGAS IMPULSIVAS**



Autor
Josué Aranda Ruiz

Director de Tesis
José Antonio Loya Lorenzo

Leganés, Marzo 2017

A mi padre

TESIS DOCTORAL

CRITERIOS DE FALLO APLICABLES A POLÍMEROS DE USO
ESTRUCTURAL SOMETIDOS A CARGAS IMPULSIVAS

Autor
Josué Aranda Ruiz

Director de Tesis
José Antonio Loya Lorenzo

Firma del Tribunal Calificador:

Firma

Presidente:

Vocal:

Secretario:

Calificación:

Leganés, 24 de Marzo de 2017

Agradecimientos

En primer lugar, quiero agradecer al Profesor D. José Antonio Loya Lorenzo todo el apoyo proporcionado; agradecerle su ayuda y consejos a nivel profesional, pero sobre todo los ánimos y charlas recibidas en los momentos más duros, a nivel personal.

Del mismo modo, quiero agradecer también al Profesor D. José Fernández Sáez, quien fuera mi director de Proyecto Fin de Carrera, y la persona que me proporcionó la oportunidad de formar parte del Departamento de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras.

Agradecer a los que han sido mis compañeros de despacho: a Marta, por todas las risas, confesiones, consejos y “piques”; a Álvaro, por su buen humor y a pesar de su mal gusto musical; a José Alfonso, Elena, Tadashi y Alberto; y por último a Inés por su apoyo y a Jorge Zahr por estar siempre dispuesto a ayudar. A Matías, por todos los buenos ratos, por esa risa que se escuchaba a tres despachos de distancia, por “dejarme” ganar siempre al squash, y por estar siempre dispuesto a ayudar aún estando al otro lado del charco.

Al departamento, y en especial a Enrique Barbero, Ángel Arias y Ramón Zaera, como directores del mismo a lo largo de estos años, por darme la oportunidad de realizar esta Tesis Doctoral. A los técnicos de laboratorio Sergio y David, sin cuya ayuda habría sido imposible llevar a cabo la parte experimental.

A mi familia, en especial a mi madre y a mi abuela, y a mi padre que ya no está. Gracias a ellos soy lo que soy. Agradecer también a mi amigo Carlos su disponibilidad y preocupación.

A todos los que no he nombrado, pero que han compartido conmigo momentos a lo largo de todo este proceso.

Por último, agradecer a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología del Gobierno de España, por el apoyo parcial a esta Tesis Doctoral a través del Proyecto de Investigación DPI2011-23191.

Resumen

El uso de materiales poliméricos para el diseño de componentes mecánicos que durante su vida en servicio pueden ser susceptibles de estar sometidos a cargas dinámicas y de impacto, ha sufrido un incremento en las últimas décadas debido, entre otros, a la resistencia al impacto que presentan este tipo de materiales, frente a otros de mayor peso y coste. En esta Tesis Doctoral se presenta un modelo de daño capaz de predecir y reproducir la transición en el modo de fallo que se produce en algunos de estos materiales.

El modelo de daño propuesto es independiente del modelo constitutivo, y considera la competencia entre dos modos de fallo que actúan simultáneamente: uno frágil y otro dúctil. El criterio de fallo frágil se ha formulado de forma local y está basado en la tensión principal máxima que se alcanza en el material, estableciéndose la fractura del mismo en el instante en que dicha tensión principal máxima alcanza un valor crítico, el cual se considera dependiente de la velocidad de deformación. Por otro lado, el criterio de fallo dúctil establece la degradación del material en función de su densidad de energía de deformación, permitiendo considerar un daño dúctil progresivo en el material. Este modelo de daño se ha implementado mediante una subrutina de usuario en un código comercial de Elementos Finitos.

La verificación del modelo de daño propuesto se ha realizado utilizando como polímero de referencia el Policarbonato, ya que recoge la transición en el modo de fallo de forma natural en condiciones normales de presión y temperatura. Para ello, se ha llevado a cabo una amplia campaña experimental que incluye ensayos de caracterización y ensayos de validación que permiten contrastar las predicciones numéricas con su correspondiente resultado experimental, obteniéndose una buena correlación entre ambos. A raíz de esta comparación de resultados, se ha realizado un análisis detallado del proceso de transición en el modo de fallo, destacando la necesidad de implementar simultáneamente ambos criterios de daño.

Abstract

The use of polymeric materials in the design of mechanical components subjected to impact and dynamic loads, has increased in the last decades due to their impact resistance behavior, compared to other materials with greater weight and cost. In this PhD Thesis is presented a damage model capable of predicting and reproducing the failure mode transition that may occurs in some of these materials.

The proposed damage model is independent of the constitutive model, and considers the competition between two modes of failure acting simultaneously, one brittle and the other ductile. The criterion of brittle fracture has been formulated locally and is based on the maximum main stress on the material, establishing the fracture when that maximum principal stress reaches a critical value, which is dependent on the strain rate. On the other hand, the ductile failure criterion establishes the degradation of the material as a function of its strain energy density, allowing a progressive ductile damage to be considered in the material. This damage model has been implemented by means of a user subroutine in a Finite Element code.

The verification of the proposed damage model was carried out using Polycarbonate as reference polymer, since it naturally exhibits failure mode transition under normal conditions of pressure and temperature. To this end, an extensive experimental campaign has been carried out, which includes characterization tests and validation tests that allow the comparison of numerical predictions with their corresponding experimental results, obtaining a good correlation between both. As a result of this comparison, a detailed analysis of the transition process in the failure mode has been performed, highlighting the need to simultaneously implement both failure criteria.

Índice general

Agradecimientos	I
Resumen	III
Abstract	V
1. Introducción y objetivos	1
1.1. Motivación	1
1.2. Objetivos	4
1.3. Contenido y organización del documento	5
1.4. Aportaciones originales	6
2. Modelos constitutivos y modelos de daño en polímeros	9
2.1. Introducción	9
2.2. Definición y clasificación de polímeros	9
2.3. Modelos constitutivos aplicables a polímeros de uso estructural	12
2.4. Comportamiento a fractura en polímeros	20
2.4.1. <i>Crazing</i>	20
2.4.2. <i>Shear Yielding</i>	21
2.5. Transición en el modo de fallo. Modelos de daño	23
3. Modelo de comportamiento propuesto para el Policarbonato	27
3.1. Introducción	27
3.2. Modelo constitutivo	27
3.3. Modelo de daño	33
3.3.1. Criterio de fractura frágil	33
3.3.2. Criterio de fractura dúctil	39
4. Procedimiento experimental	43
4.1. Introducción	43
4.2. Ensayos de caracterización en probetas de Policarbonato	43
4.2.1. Descripción de las probetas	44
4.2.2. Ensayos de tracción cuasiestática	45

4.2.3. Ensayos de tracción dinámica	52
4.3. Ensayos de calibración: impacto asimétrico en probeta plana con entalla simple [1]	54
4.3.1. Descripción de probetas y proyectil	54
4.3.2. Metodología del ensayo	55
4.3.3. Resultados obtenidos	56
4.4. Ensayos de validación: flexión dinámica en tres puntos	58
4.4.1. Descripción de las probetas	58
4.4.2. Metodología del ensayo	59
4.4.3. Resultados obtenidos	65
5. Modelos numéricos	87
5.1. Introducción	87
5.2. Subrutina VUMAT desarrollada	87
5.2.1. Ecuaciones constitutivas para modelos termoviscoplasticos	87
5.2.2. Algoritmo de resolución: retorno radial	90
5.3. Modelo numérico para los ensayos de calibración	95
5.3.1. Mallado	96
5.3.2. Condiciones iniciales y de contorno	97
5.4. Modelo numérico para los ensayos de validación	99
5.4.1. Mallado	99
5.4.2. Condiciones iniciales y de contorno	104
6. Análisis de resultados	105
6.1. Introducción	105
6.2. Ensayos de calibración	105
6.2.1. Modo de fractura frágil	107
6.2.2. Modo de fractura dúctil	111
6.3. Ensayos de validación	115
6.3.1. Probetas de espesor delgado	116
6.3.2. Probetas de espesor medio	122
6.3.3. Probetas de espesor grueso	127
6.3.4. Resumen de resultados	132
6.4. Análisis numérico del proceso de transición en el modo de fallo	138
6.4.1. Influencia de la velocidad de deformación	138
6.4.2. Influencia del espesor de la probeta	145
6.5. Ejemplo de aplicación práctica: impacto balístico	153
6.5.1. Modelo numérico del sistema de protección	153
6.6. Resultados obtenidos	159

7. Conclusiones y Trabajos Futuros	163
7.1. Conclusiones	163
7.2. Trabajos Futuros	165
Bibliografía	167

Índice de figuras

1.1. Ensayo experimental llevado a cabo por J. Kalthoff	2
1.2. Modos de fallo	3
2.1. Propiedades mecánicas de diferentes clases de materiales	10
2.2. Representación esquemática de los distintos tipos de estructuras moleculares en polímeros	11
2.3. Estructura molecular del PC	13
2.4. Curva tensión-deformación verdaderas para el Policarbonato en tracción y compresión	14
2.5. Curvas tensión-deformación verdaderas en ensayo de tracción para el PC	15
2.6. Efecto de la presión hidrostática en la curva tensión-deformación ingenieriles para el Policarbonato	16
2.7. Esquema del modelo constitutivo de Arruda-Boyce	19
2.8. Modos de deformación	20
2.9. Proceso de <i>crazing</i>	21
2.10. Bandas adiabáticas de cortadura en Policarbonato	22
2.11. Transición en el modo de fallo debido a la velocidad de deforma- ción para el Policarbonato	23
3.1. Comportamiento constitutivo del Policarbonato	30
3.2. Comparación entre el modelo constitutivo utilizado y el modelo de JC	32
3.3. Zona de cálculo de la tensión principal máxima y la velocidad de deformación en el extremo de la entalla	34
3.4. Criterio local de fractura RKR	35
3.5. Relación entre velocidad de impacto y $\dot{\epsilon}$	36
3.6. Relación entre $\dot{\epsilon}$ y σ_I^{crit} para el criterio de fractura frágil	38
3.7. Representación esquemática del criterio de fractura dúctil . . .	39
4.1. Geometría de las probetas utilizadas para los ensayos de tracción uniaxial (cotas en <i>mm</i>)	44

4.2. Esquema del útil adicional utilizado en los ensayos de tracción .	45
4.3. Dispositivo experimental utilizado en el ensayo de tracción uniaxial	46
4.4. Ejemplos de patrones utilizados en videocorrelación digital . . .	47
4.5. Probetas con patrón moteado realizado con spray	48
4.6. Mapa de deformación longitudinal obtenido mediante la herramienta de videocorrelación de imágenes	48
4.7. Comparación de los resultados obtenidos mediante banda extensométrica y videocorrelación de imágenes	49
4.8. Curvas tensión-deformación obtenidas en los ensayos de caracterización	51
4.9. Máquina Instron VHS de alta velocidad	52
4.10. Curvas tensión-deformación obtenidas en los ensayos de tracción dinámica	53
4.11. Representación esquemática del ensayo realizado por Ravi-Chandar et al.	54
4.12. Geometría de probeta y proyectil utilizados por Ravi-Chandar et al. (cotas en mm.)	55
4.13. Definición del concepto: h = altura de impacto	56
4.14. Resultados obtenidos por Ravi-Chandar et al.	57
4.15. Geometría de las probetas utilizadas en los ensayos de Barra Hopkinson modificada	59
4.16. Representación esquemática del dispositivo experimental para ensayos de validación	59
4.17. Extremo de la barra incidente modificada	61
4.18. Útil de flexión en tres puntos utilizado en los ensayos de Barra Hopkinson modificada	62
4.19. Cámara Photron Fastcam SA-Z	63
4.20. Sistema de iluminación y adquisición de imágenes	64
4.21. Ejemplos de las imágenes tomadas por las cámaras de alta velocidad	64
4.22. Sistema de focos	65
4.23. Nomenclatura utilizada para designar las probetas en los ensayos de flexión en tres puntos	66
4.24. Puntos de referencia para el cálculo de la longitud de fisura . .	66
4.25. Secuencia de imágenes obtenidas durante el proceso de fractura	67
4.26. Ejemplos de probetas B5 ensayadas	69
4.27. Longitud y velocidad de propagación de fisura en probeta tipo B5d0P1N3 - Rotura dúctil	70

4.28. Velocidades de propagación de fisura en probetas <i>B5</i> en función de la velocidad de impacto del proyectil	71
4.29. Ejemplos de probetas <i>B20</i> ensayadas	74
4.30. Punto de inicio de fractura en el modo de fallo frágil	74
4.31. Longitud y velocidad de propagación de fisura en probeta tipo <i>B20d15P2,25N1</i> - Rotura frágil	76
4.32. Velocidades de propagación de fisura en probetas <i>B20</i> en función de la velocidad de impacto del proyectil	77
4.33. Ejemplos de probetas <i>B10</i> ensayadas	80
4.34. Velocidades de propagación de fisura en probetas <i>B10</i> con modo de fallo dúctil, en función de la velocidad de impacto del proyectil	81
4.35. Direcciones de propagación de la fisura en ambos modos de fallo para probetas de tipo <i>d15</i>	84
4.36. Velocidades de propagación de fisura en probetas con modo de fallo dúctil, en función de la velocidad de impacto del proyectil	84
4.37. Resumen de los modos de fractura observados experimentalmente, en función de la velocidad de impacto del proyectil	85
5.1. Esquema del algoritmo de retorno radial	91
5.2. Diagrama de flujo de la subrutina de usuario VUMAT desarrollada	94
5.3. Modelo tridimensional de los ensayos de calibración	95
5.4. Mallado del proyectil empleado en los ensayos de calibración	97
5.5. Mallado de la probeta empleada en los ensayos de calibración	98
5.6. Modelo numérico de los ensayos de flexión dinámica en tres puntos	99
5.7. Mallado de las probetas de flexión en tres puntos	100
5.8. Detalle de las zonas más finas del mallado	101
5.9. Mallado de proyectil, apoyos y barra incidente	103
6.1. Comparación entre resultados experimentales y numéricos, de la fractura frágil en los ensayos de calibración, para $v_{imp} = 40 \text{ m/s}$	107
6.2. Propagación de fisura para $v_{imp} = 40 \text{ m/s}$	108
6.3. Contornos de deformación plástica equivalente y temperatura en el modo de fractura frágil	109
6.4. Propagación de la fisura secundaria <i>L</i> , para $v_{imp} = 40 \text{ m/s}$	110
6.5. Comparación entre resultados experimentales y numéricos, de la fractura dúctil en los ensayos de calibración ($v_{imp} = 60 \text{ m/s}$)	112
6.6. Propagación de fisura para $v_{imp} = 60 \text{ m/s}$	113

6.7. Contornos de deformación plástica equivalente y temperatura en el modo de fractura dúctil	114
6.8. Longitud de fisura alcanzada según un modo de fallo dúctil para $v_{imp} = 60 \text{ m/s}$	114
6.9. Ensayo en vacío en Barra Hopkinson	116
6.10. Comparación en la fractura de probetas tipo $B5d0$	117
6.11. Comparación en la fractura de probetas tipo $B5d15$	117
6.12. Reducción del espesor en el modo de fractura dúctil	118
6.13. Brillos originados por la reducción del espesor en la zona de la entalla en el modo de fallo dúctil	119
6.14. Comparación gráfica de los instantes de propagación de la fisura en probetas de tipo $B5$	119
6.15. Comparación gráfica de las velocidades de propagación de fisura en probetas de tipo $B5$	121
6.16. Longitud de fisura para la probeta $B5d15P1,75N2$	122
6.17. Velocidad de propagación para la probeta $B5d15P1,75N2$	122
6.18. Comparación en la fractura de probetas tipo $B10d0$	123
6.19. Comparación en la fractura de probetas tipo $B10d15$	123
6.20. Comparación gráfica de los instantes de propagación de la fisura en probetas de tipo $B10$	124
6.21. Comparación gráfica de las velocidades de propagación de fisura en probetas de tipo $B10$	125
6.22. Longitud de fisura para la probeta $B10d0P1,5N1$	126
6.23. Velocidad de propagación para la probeta $B10d0P1,5N1$	126
6.24. Comparación en la fractura de probetas tipo $B20d0$	127
6.25. Comparación en la fractura de probetas tipo $B20d15$	127
6.26. Punto de inicio de la fractura frágil. Comparación numérica y experimental	129
6.27. Comparación gráfica de las velocidades de propagación de fisura en probetas de tipo $B20$	130
6.28. Longitud de fisura para la probeta $B20d0P1,75N1$	131
6.29. Velocidad de propagación para la probeta $B20d0P1,75N1$	131
6.30. Contornos de deformación plástica equivalente y temperatura para el modo de fractura dúctil en ensayos de flexión en tres puntos dinámica	132
6.31. Contornos de deformación plástica equivalente y temperatura para el modo de fractura frágil en ensayos de flexión en tres puntos dinámica	133
6.32. Influencia del modelo constitutivo en la longitud de fisura	137

6.33. Propagación de fisura para $v_{imp} = 50 \text{ m/s}$	140
6.34. Propagación de fisura para $v_{imp} = 55 \text{ m/s}$	142
6.35. Situaciones en las que se produce la propagación de la fisura según la velocidad de impacto (Izq: superficie libre, Drch: plano de simetría)	143
6.36. Evolución temporal del proceso de fractura para una velocidad de impacto muy próxima a la velocidad de transición (Izq: su- perficie libre, Drch: plano de simetría)	144
6.37. Localización del inicio de la fractura según el modo de fallo . .	145
6.38. Condición de fractura frágil ($18000 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 41000 \text{ s}^{-1}$) para probetas de tipo <i>B5d0</i>	146
6.39. Condición de fractura dúctil ($\dot{\epsilon} \geq 3450 \text{ s}^{-1}$) para probetas de tipo <i>B5d0</i>	147
6.40. Modos de fractura en función de $\dot{\epsilon}$ para probetas de tipo <i>B5d0</i> .	147
6.41. Condición de fractura frágil para los diferentes espesores de probeta	149
6.42. Condición de fractura dúctil para los diferentes espesores de probeta	150
6.43. Modos de fractura en función de $\dot{\epsilon}$ para probetas de tipo <i>B10d0</i>	150
6.44. Modos de fractura en función de $\dot{\epsilon}$ para probetas de tipo <i>B20d0</i>	151
6.45. Comparación de los rangos de $\dot{\epsilon}$ que establecen los diferentes modos de fractura para cada espesor	152
6.46. Casco de artificiero <i>Med-Eng EOD 8</i>	154
6.47. Modelo numérico del casco de artificiero <i>Med-Eng EOD 8</i>	154
6.48. Modelo numérico de visera y proyectil	155
6.49. Proyectil FSP	156
6.50. Mallado de la visera	158
6.51. Condiciones de contorno en la visera	159
6.52. Resultados obtenidos para el límite balístico de la visera de PC .	159
6.53. Secuencia de impacto a $v_{imp} = 770 \text{ m/s}$, por debajo del límite balístico	161
6.54. Secuencia de impacto a $v_{imp} = 790 \text{ m/s}$, por encima del límite balístico	162

Índice de tablas

2.1. Valores de los parámetros de los modelos de Drucker-Prager y Burzynski-Torre	18
3.1. Propiedades físicas y mecánicas del PC	29
3.2. Parámetros del PC para la Ec.3.4	29
3.3. Parámetros del modelo de JC para el PC	31
3.4. Valores críticos de tensión principal máxima para cada velocidad de impacto del proyectil	35
3.5. Valores críticos de tensión principal máxima para cada velocidad de deformación	37
3.6. Valores de los parámetros utilizados en el criterio de fractura dúctil para el PC	40
4.1. Módulo de elasticidad y límite elástico del PC obtenidos en los ensayos de caracterización	50
4.2. Módulo de elasticidad y límite elástico cuasiestáticos	50
4.3. Dimensiones fijas de las probetas utilizadas en los ensayos de validación	59
4.4. Propiedades mecánicas del acero SAE 0-1	60
4.5. Composición química del acero SAE 0-1. Valores en %	60
4.6. Velocidades de impacto alcanzadas por el proyectil (m/s) en probetas B5	69
4.7. Velocidades de propagación de fisura (mm/s) en probetas B5	72
4.8. Tiempos de inicio de rotura (μs) en probetas B5	73
4.9. Velocidades de impacto alcanzadas por el proyectil (m/s) en probetas B20	73
4.10. Distancias de inicio de fractura frágil (mm), medidas desde el extremo de entalla en probetas B20	75
4.11. Velocidades de propagación de fisura (m/s) en probetas B20	77
4.12. Tiempos de inicio de rotura (μs) en probetas B20	78
4.13. Velocidades de impacto alcanzadas por el proyectil (m/s) en probetas B10	79

4.14. Velocidades de propagación de fisura (mm/s) en probetas $B10$ con modo de fallo dúctil	81
4.15. Velocidades de propagación de fisura (m/s) en probetas $B10$ con modo de fallo frágil	82
4.16. Tiempos de inicio de rotura (μs) en probetas $B10$	82
5.1. Información sobre el mallado empleado en el modelo de ensayo de calibración	96
5.2. Número de elementos a lo largo del espesor en la probeta con entalla simple	97
5.3. Número de elementos a lo largo del espesor en las probetas de flexión en tres puntos	102
5.4. Información sobre el mallado empleado en el modelo de ensayo de validación	102
6.1. Datos experimentales disponibles para la calibración del modelo	106
6.2. Comparación entre resultados experimentales y numéricos en el modo de fractura frágil ($v_{imp} = 40 m/s$)	111
6.3. Comparación entre resultados experimentales y numéricos en el modo de fractura dúctil	114
6.4. Comparación en los tiempos de inicio de fractura en probetas de tipo $B5$	118
6.5. Comparación de las velocidades de propagación de fisura en probetas de tipo $B5$	120
6.6. Comparación en los tiempos de inicio de fractura en probetas de tipo $B10$	124
6.7. Comparación de las velocidades de propagación de fisura en probetas de tipo $B10$	125
6.8. Comparación en los tiempos de inicio de fractura en probetas de tipo $B20$	128
6.9. Comparación de la distancia de inicio de la fractura en probetas de tipo $B20$	129
6.10. Comparación de las velocidades de propagación de fisura en probetas de tipo $B20$	130
6.11. Resumen de errores relativos obtenidos en el cálculo del tiempo de inicio de fractura en el modo de fallo dúctil	133
6.12. Resumen de errores relativos obtenidos en el cálculo del tiempo de inicio de fractura en el modo de fallo frágil	133

6.13. Resumen de errores relativos obtenidos en el cálculo de la velocidad de propagación de fisura en el modo de fallo dúctil	134
6.14. Resumen de errores relativos obtenidos en el cálculo de la velocidad de propagación de fisura en el modo de fallo frágil	134
6.15. Propiedades mecánicas del acero AISI 4340	157

Introducción y objetivos

1.1. Motivación

Durante las últimas décadas, el comportamiento mecánico de materiales poliméricos sometidos a altas velocidades de deformación ha recibido una gran atención por parte de la comunidad científica [2, 3, 4, 5, 6]. Una de las principales razones es la resistencia al impacto que presenta este tipo de materiales, frente a otros de mayor peso y coste. Este hecho ha contribuido a un incremento en su utilización para el diseño de componentes mecánicos en industrias como la aeronáutica, la automoción, aplicaciones estructurales como paneles o tuberías, aplicaciones ópticas y biomédicas, e incluso artículos domésticos, deportivos y de oficina. En muchas de estas aplicaciones, estos elementos pueden estar sometidos a cargas dinámicas y de impacto, por lo que es importante ser capaces de predecir las condiciones de fallo y el modo de fractura. Se convierte así en un objetivo fundamental en el estudio del fenómeno de propagación dinámica de fisuras, el entender y anticipar el camino y la velocidad de propagación de la misma [4].

Gran parte de las investigaciones en el campo de la dinámica de la fractura se han centrado en analizar la propagación dinámica de fisuras bajo condiciones de carga en modo I de deformación, debido a la mayor simplicidad de dicho modo, así como la consideración de que bajo un modo mixto de cargas o incluso un modo II puro, la fisura encuentra rápidamente el camino según el cual las condiciones locales de carga son las correspondientes al modo I. Esta afirmación es una generalización de las ideas de Erdogan y Sih [7] y de Cotterel y Rice [8], a partir de las cuales se podría deducir que el crecimiento de fisura bajo condiciones de deformación en modo I es el que necesita una menor cantidad de energía.

No obstante, Broberg [9] demostró que no siempre es posible que la fisura encuentre el camino idóneo para propagarse en modo I, ya que si el componente está sometido a tensiones de compresión lo suficientemente elevadas, el único camino posible para la propagación de la fisura es aquél que sigue la dirección

de tensión de cortadura máxima, es decir, un crecimiento de fisura según un modo II de deformación. Además, postuló que, aunque experimentalmente pudiera ser difícil, teóricamente se podría conseguir un crecimiento de fisura en modo II para todos los materiales.

En los años 1987 y 1990 Kalthoff publicó resultados experimentales [10, 11] que apoyaban la idea propuesta por Broberg. En dichos experimentos, se estudió el modo de fallo en probetas con doble entalla fabricadas en acero y sometidas a cargas dinámicas según un modo II de deformación. Dichas probetas eran impactadas con un proyectil de diámetro igual a la separación entre las dos entallas. En la Fig. 1.1 se muestra el ensayo de forma esquemática.

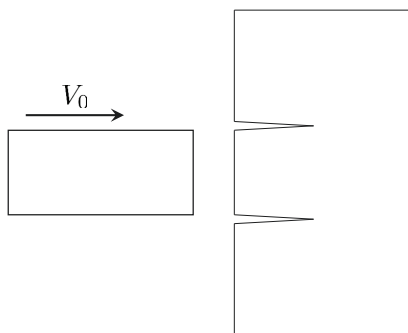


Figura 1.1. Ensayo experimental llevado a cabo por J. Kalthoff [10]

Los ensayos de Kalthoff mostraron que a bajas velocidades de impacto, el mecanismo de fractura dominante era de clivaje, tal y como se observaba en la superficie de fractura, y que además, las fisuras propagaban con un ángulo de 70° con respecto al plano de la fisura (ver Fig. 1.2(a)). Sin embargo, para velocidades de impacto más elevadas, las fisuras propagaban con un ángulo mucho menor, en torno a los 10° (ver Fig. 1.2(b)), y se detenían alcanzada una cierta distancia. En este último caso, la fisura propagaba según un modo de cortadura, pero existía una diferencia sustancial entre la conjetura de Broberg y estos resultados experimentales: la morfología de la superficie de fractura indicaba que el proceso de fallo venía impulsado por la aparición de bandas de cortadura.

Este fenómeno de cambio en el modo de fallo, pasando de ser un proceso dominado por las tensiones normales, a uno dominado por las tensiones de cortadura cuando la velocidad de deformación aumenta, se ha denominado: transición en el modo de fallo del material. Además, debido a que se pasa de un mecanismo de fractura frágil (clivaje en metales) a otro de tipo dúctil (bandas de

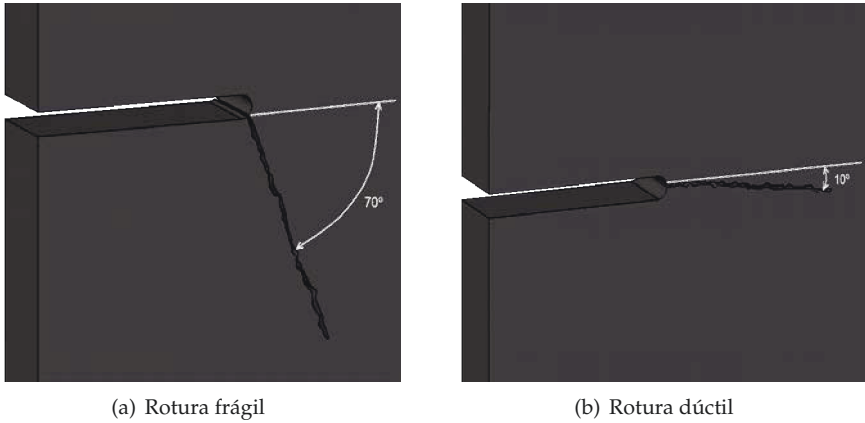


Figura 1.2. Modos de fallo

cortadura), esta transición también se ha denominado: transición frágil-dúctil en el modo de fallo.

Desde los primeros resultados experimentales publicados por Kalthoff [10], este problema ha sido estudiado por numerosos investigadores desde un punto de vista analítico [12], numérico [13, 14, 15, 16] y experimental [1, 17, 18, 19, 20]. El tipo de probeta utilizada en alguna de estas investigaciones difiere de la presentada por Kalthoff [10], ya que se tratan de ensayos de flexión en tres puntos [20], o únicamente contiene una entalla en lugar de dos [14, 16]. Esta última diferencia en el número de entallas permite que el extremo de la misma esté sometido a las cargas inducidas por el pulso incidente del impacto durante una mayor duración, evitando así los efectos de las reflexiones de ondas producidos por la entalla vecina [1].

Desde el punto de vista experimental, la transición en el modo de fallo ha sido estudiada principalmente en metales, como Acero C-300 [10, 14, 19] o Acero Martensítico 250 [16], y más recientemente se han realizado ensayos dinámicos en polímeros como el PoliMetilMetAcrilato (PMMA) [21, 22], y el Policarbonato (PC) [1, 18, 23]. En el caso del PMMA, la transición frágil-dúctil en el modo de fallo sólo aparece en presencia de elevadas presiones de confinamiento, mientras que para el PC, dicha transición se recoge de forma natural, sin necesidad de confinar la probeta.

La mayoría de estos análisis se centran en la descripción del fenómeno de transición de manera cualitativa, estudiando por ejemplo la evolución del campo tensional y de temperaturas en el extremo de fisura [1, 18], y son pocos

los que proponen un modelo de daño que sea capaz de predecir la transición en el modo de fallo de las probetas. Uno de los trabajos pertenecientes a este último grupo, es el publicado por Dolinski et al. [16], en el que se propone un modelo de daño aplicado a materiales metálicos, concretamente un Acero Martensítico 250. Sin embargo, tal y como se ha comentado anteriormente, se ha observado experimentalmente [1, 24] que en materiales poliméricos los modos de fallo son semejantes a los recogidos por el modelo publicado por Dolinski et al. [16], por lo que es plausible pensar que dicho modelo, aunque fue pensado originalmente para metales, pueda ser adaptable también a polímeros. Dichos modos de fallo propios de los materiales poliméricos, son consecuencia de dos mecanismos de deformación localizada, que son el denominado *crazing* [25] y las bandas adiabáticas de cortadura (ASB) [26].

La gran mayoría de modelos existentes en la literatura consideran el efecto de las ASB a través del modelo constitutivo correspondiente, pero no consideran un modo de fallo dúctil producido precisamente por estas bandas de cortadura. Por el contrario, tal y como se ha comentado anteriormente, el modelo publicado por Dolinski et al. [16], inicialmente definido para su aplicación a materiales metálicos, sí considera la competencia directa entre un modo de fallo frágil y otro dúctil, por lo que se podría intentar extender su aplicabilidad también a materiales poliméricos.

1.2. Objetivos

Como se ha comentado anteriormente, el uso de polímeros en aplicaciones estructurales sometidas a cargas impulsivas y de impacto es cada vez mayor. Por este motivo, disponer de modelos de daño capaces de predecir el fallo de dichos elementos estructurales es de gran importancia.

Para estudiar la posible transición que puede aparecer en el modo de fallo de estos materiales, se va a considerar tanto el problema del impacto asimétrico en probetas planas con entalla simple, como el de flexión dinámica en tres puntos en probetas entalladas. El Policarbonato recoge este tipo de transición de manera natural, sin necesidad de incorporar confinamiento, siendo por este motivo el material considerado en esta Tesis Doctoral.

Por todo lo anterior, el objetivo principal planteado en la presente Tesis Doctoral es:

- Formular un modelo de daño que sea capaz de predecir el fallo de materiales poliméricos de uso estructural sometidos a cargas dinámicas, recogiendo la transición en el modo de fallo como función del estado tensional, velocidad de deformación y geometría de las probetas analizadas.

Para llegar a cumplir el objetivo principal planteado, es necesario abordar una serie de objetivos secundarios que se enumeran a continuación:

- Plantear un modelo de daño que permita recoger la transición en el modo de fallo.
- Implementar el modelo de daño formulado en el código comercial de elementos finitos ABAQUS/Explicit v6.11.
- Desarrollar modelos numéricos termoviscoplasticos tridimensionales de los problemas analizados, tanto de los ensayos de flexión dinámica en tres puntos, como del impacto asimétrico en probetas planas con entalla simple.
- Realizar ensayos experimentales de caracterización mecánica del material empleado.
- Realizar ensayos dinámicos de flexión en tres puntos en Barra Hopkinson modificada que permitan la validación del modelo de daño planteado.
- Analizar detalladamente el proceso de transición en el modo de fallo, estudiando la coexistencia de los dos criterios de daño implementados y la competencia entre ambos.
- Aplicar el modelo desarrollado a un caso práctico de impacto, dentro de un campo de actual interés como es el de las protecciones personales.

1.3. Contenido y organización del documento

La presente Tesis Doctoral se ha dividido en siete capítulos, siendo este primero donde se ha planteado la motivación de la misma y se han expuesto los objetivos perseguidos.

El segundo capítulo contiene una breve introducción a los materiales poliméricos, mostrando los modelos constitutivos más utilizados en su modelización y detallando los diferentes modos de fractura que muestran estos materiales.

Además, se presenta una breve revisión bibliográfica sobre el tratamiento de la transición en el modo de fallo y los modelos de daño recogidos en la literatura para estudiarla.

El modelo constitutivo empleado para el Policarbonato, así como el modelo de daño propuesto en esta Tesis Doctoral, se presentan en el tercer capítulo.

En el cuarto capítulo se describen los equipos y las técnicas experimentales empleadas en el desarrollo de la presente Tesis, detallando los ensayos de caracterización del material realizados, los utilizados para calibrar el modelo propuesto, y por último los ensayos de validación.

En el quinto capítulo se describe la subrutina de usuario VUMAT desarrollada, así como los modelos numéricos implementados para la simulación de los ensayos de calibración y validación.

El sexto capítulo se dedica a la presentación de todos los resultados obtenidos. Se muestra la comparación entre los resultados numéricos y experimentales, se detalla el proceso de transición en el modo de fallo que se observa en este material, y se analiza la influencia de diferentes parámetros materiales y geométricos en dicho proceso. Además, para mostrar la aplicabilidad del modelo propuesto a un caso práctico, se ha incluido el análisis numérico de una visera protectora de PC perteneciente a un casco de artificiero *EOD* sometida al impacto de un proyectil, comparando los resultados obtenidos con los proporcionados por el fabricante.

Las conclusiones más relevantes extraídas de la Tesis Doctoral presentada, así como algunos posibles trabajos futuros que se pueden abordar, se exponen en el séptimo y último capítulo.

Finalmente se recogen las referencias bibliográficas más relevantes que han sido consultadas en el desarrollo del trabajo.

1.4. Aportaciones originales

Las aportaciones más relevantes de la Tesis Doctoral se recogen en los siguientes puntos:

- Se ha desarrollado un modelo de daño integrado, dividido en un criterio local de tensiones y otro global, que recoge la competencia entre los dos modos de fallo que presentan los materiales poliméricos, capaz de recoger la transición que se produce en el modo de fallo. Dicho modelo recoge la transición producida debido tanto a la velocidad de deformación como al espesor de las probetas consideradas.

- El modelo propuesto ha sido validado mediante la realización de ensayos experimentales.
- Se ha analizado la transición en el modo de fallo desde un punto de vista físico, explicando de forma razonada las condiciones que se deben dar para producirse, atendiendo al estado tenso-deformacional del material.
- Se han observado numéricamente dos transiciones en el modo de fallo del Policarbonato.
- Con el modelo desarrollado se ha capturado la dependencia del proceso de transición en el modo de fallo, tanto con la velocidad de deformación, como con el espesor.
- Se ha puesto de manifiesto el marcado carácter tridimensional del problema analizado, mediante modelos numéricos tridimensionales, que han permitido captar el proceso de propagación de la fisura desde el plano de simetría de la probeta, hacia la superficie exterior.
- Se ha conseguido reproducir de manera fiel un ensayo de aplicación práctica, consistente en un impacto balístico sobre una visera protectora de Policarbonato.

Modelos constitutivos y modelos de daño en polímeros

2.1. Introducción

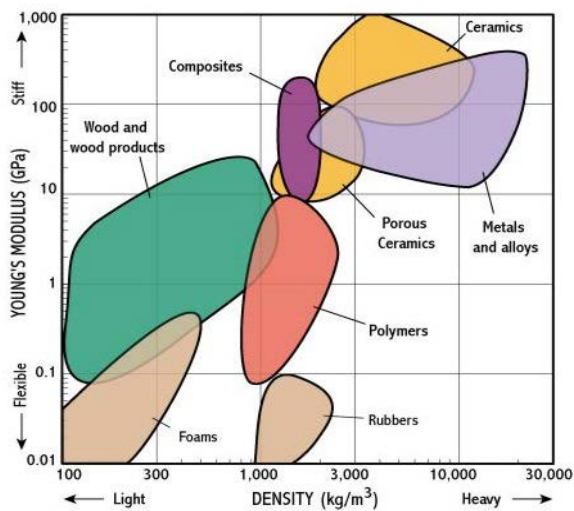
En este capítulo se presenta una breve introducción a los materiales poliméricos de uso estructural, incluyendo una breve revisión bibliográfica de los distintos modelos constitutivos utilizados para su modelización. Además, se introduce el concepto de fractura en polímeros y se detallan los dos tipos de mecanismos de deformación que dan lugar al fallo en este tipo de materiales, que son el *crazing* y la plastificación por cortadura o *shear yielding*. Por último, se expondrá el tratamiento que han hecho diferentes autores del proceso de transición en el modo de fallo.

2.2. Definición y clasificación de polímeros

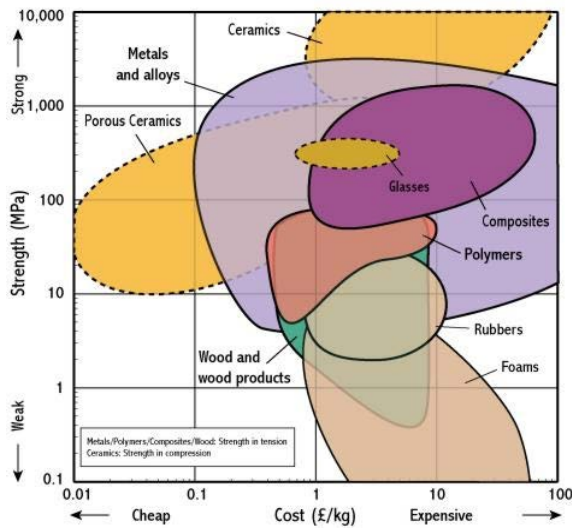
Los polímeros son un tipo de material que cada vez está adquiriendo más importancia tanto en la comunidad científica como en la industria, y que incluyen plásticos, gomas y adhesivos. El incremento en el uso de este tipo de materiales ha venido impulsado por diferentes factores tales como su ligereza, bajo coste, resistencia a la corrosión y a productos químicos, baja conductividad eléctrica y térmica, y facilidad de fabricación.

Sus aplicaciones son múltiples y muy variadas, tal y como se ha comentado anteriormente. En la Fig. 2.1 se puede observar la situación de los materiales poliméricos con respecto a otras familias de materiales, cuando se compara el módulo de elasticidad frente a la densidad (Fig. 2.1(a)), y la resistencia mecánica frente al coste (Fig. 2.1(b)) [27].

Estos materiales se caracterizan por estar formados de largas cadenas de moléculas cuyos átomos se mantienen unidos mediante enlaces covalentes [28]. Los polímeros se fabrican mediante un proceso denominado polimerización [29], a través del cual los monómeros (molécula que funciona como unidad



(a) Módulo de elasticidad frente a densidad



(b) Resistencia mecánica frente a coste

Figura 2.1. Propiedades mecánicas de diferentes clases de materiales [27]

básica) reaccionan químicamente entre sí para dar lugar a cadenas lineales, ramificadas, reticuladas o redes tridimensionales de polímeros, tal y como se muestra en la Fig. 2.2.

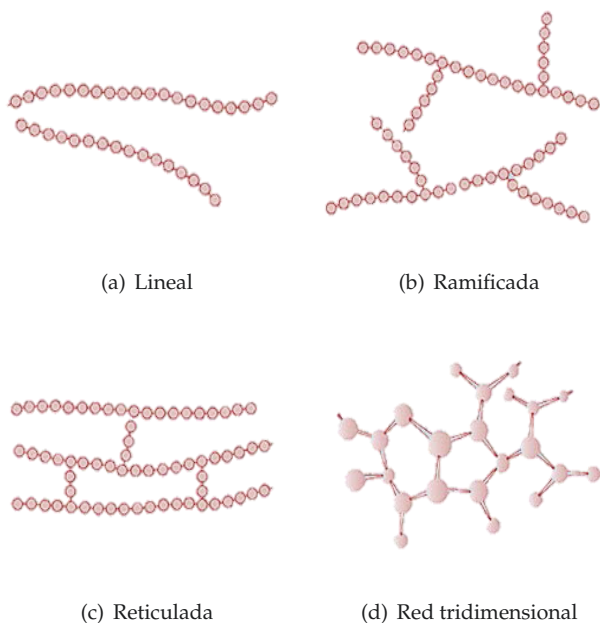


Figura 2.2. Representación esquemática de los distintos tipos de estructuras moleculares en polímeros [30]

El proceso de polimerización determinará el tipo de polímero producido y con ello sus propiedades.

Tipos de polímeros

Una de las formas más habituales de clasificar a los materiales poliméricos es atendiendo a sus propiedades físicas, las cuales reflejan su estructura molecular subyacente. Según esta distinción, los polímeros se pueden clasificar en termoplásticos, elastómeros y termoestables [31].

Termoplásticos: los polímeros termoplásticos poseen estructuras moleculares lineales o ramificadas, y se caracterizan principalmente por tener una gran facilidad para ser fundidos y por lo tanto poder ser moldeados al calentarse. Esto hace que presenten un comportamiento elastoplástico relativamente

dúctil. Destacan además por mostrar una alta sensibilidad a la velocidad de deformación, y presentan una temperatura de transición vítrea, T_g , por encima de la cual muestran un comportamiento viscoso. A su vez, los termoplásticos pueden dividirse en cristalinos, si su estructura molecular es regular y organizada, y amorfos, si se caracterizan por poseer una estructura molecular carente de dominios de orden y cuyo principal rasgo son los entrelazamientos que se producen entre las diferentes cadenas moleculares. Ejemplos de polímeros termoplásticos son el Polietileno o el Policarbonato.

Elastómeros: comúnmente conocidos como cauchos o gomas, son materiales cuya estructura molecular es levemente reticulada, y se les pueden aplicar grandes deformaciones reversibles, además de poseer una temperatura de transición vítrea relativamente baja.

Termoestables: aquellos que tienen una estructura molecular mucho más rígida, formada por cadenas altamente reticuladas, formando complejas redes tridimensionales. Se caracterizan por descomponerse químicamente de manera irreversible al aumentar suficientemente la temperatura, no presentando temperatura de transición vítrea. A diferencia de los polímeros termoplásticos, la temperatura y la velocidad de deformación apenas influyen en su resistencia y rigidez. Un ejemplo de polímero termoestable es la Baquelita.

2.3. Modelos constitutivos aplicables a polímeros de uso estructural

A continuación se presentará una breve revisión bibliográfica de los diferentes modelos constitutivos utilizados en la literatura para caracterizar a los materiales poliméricos. Dicha revisión va a estar centrada en modelos constitutivos aplicados a polímeros termoplásticos en general, ya que tal y como se comentó anteriormente, la presente tesis doctoral se ha conformado en torno a un polímero en concreto como es el Policarbonato, debido a que presenta una transición en el modo de fallo de manera natural, sin necesidad de aplicarle confinamiento.

Comportamiento constitutivo del Policarbonato

El Policarbonato es un polímero termoplástico amorfo cuya estructura molecular consiste en un componente de bisfenol A y un grupo carbonato, tal y como se muestra en la Fig. 2.3.

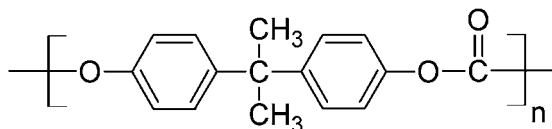


Figura 2.3. Estructura molecular del PC

El componente bisfenólico le proporciona una temperatura de transición vítrea T_g elevada, en torno a los 150°C, y una temperatura de fusión T_m de unos 267°C [32]. Por su parte, el grupo carbonato permite una alta capacidad rotacional, lo que le capacita para experimentar elevadas deformaciones inelásticas. Por este motivo, a temperatura ambiente y en régimen cuasi-estático, el PC exhibe un modo de fallo predominantemente dúctil. A medida que la velocidad de sollicitación aumenta, y por lo tanto también la velocidad de deformación, se produce una transición dúctil-frágil en el modo de fallo [33] similar a la que se puede observar en algunos metales.

A diferencia de la mayoría de polímeros termoplásticos, el PC puede someterse a grandes deformaciones plásticas en condiciones cuasiestáticas sin llegar a agrietarse o romperse. Además, se trata de un material altamente transparente en el espectro visible, lo que le convierte en un material valioso en aplicaciones de prototipos donde son necesarios componentes translúcidos que no pueden ser hechos de láminas de metal.

El comportamiento plástico de muchos materiales poliméricos posee ciertas características distintivas. Es sabido que en la plastificación inicial de este tipo de materiales influyen la presión, la velocidad de deformación y la temperatura [34]. Tras dicha plastificación inicial, se produce un “ablandamiento”, disminuyendo su tensión a medida que aumenta la deformación plástica, tal y como se observa en la Fig. 2.4, donde también se puede apreciar la diferencia de comportamiento existente a tracción y compresión para el caso del PC, característica que comparte con otros polímeros, como el PMMA. Pasado el proceso de “ablandamiento” se observa un endurecimiento por deformación, producido por la orientación de las fibras que conforman su estructura molecular.

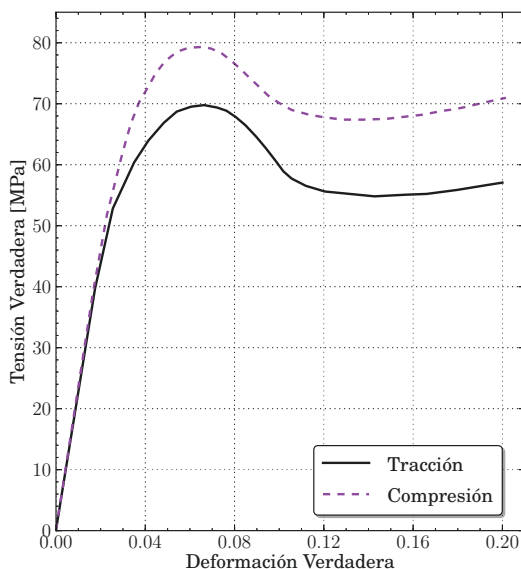
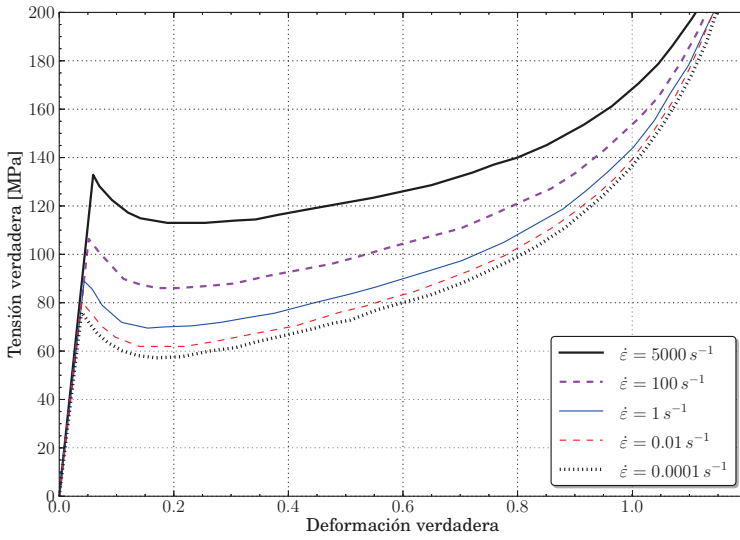


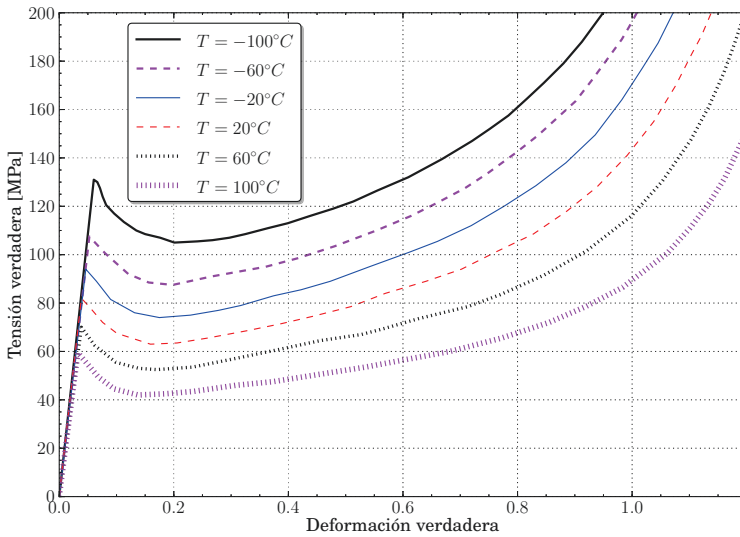
Figura 2.4. Curva tensión-deformación verdaderas para el Policarbonato en tracción y compresión [35]

Muchos autores han destacado esta diferencia de comportamiento mecánico en su respuesta a tracción y compresión de la mayoría de polímeros, tanto en condiciones estáticas [36], como dinámicas [3, 37]. El motivo de esta diferencia se encuentra en la estructura molecular de este tipo de materiales, que ofrece en general una resistencia a rotura más elevada a compresión que a tracción [3, 38, 39].

Además, si se comparan los materiales metálicos y los poliméricos, se puede observar que estos últimos son bastante más sensibles a las variaciones de temperatura y velocidad de deformación. Por regla general, el aumento de la temperatura o la disminución de la velocidad de deformación producen un descenso de la resistencia mecánica y un aumento de la ductilidad [40, 41, 42, 43], tal y como se puede observar en la Fig. 2.5 para el caso concreto del PC.



(a) Influencia de la velocidad de deformación ($T = 25^{\circ}C$)



(b) Influencia de la temperatura ($\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$)

Figura 2.5. Curvas tensión-deformación verdaderas en ensayo de tracción para el PC [41]

Por otra parte, y basado principalmente en observaciones experimentales, se ha constatado que la presión hidrostática influye de forma notable en el comportamiento de ciertos materiales poliméricos, entre ellos el PC [35, 38, 44, 45, 46]. Dicha presión hidrostática influye tanto en la plastificación inicial del material, como en el comportamiento post-plastificación, tal y como se puede observar en los resultados experimentales obtenidos por Spitzig y Richmond para el PC [35], recogidos en la Fig. 2.6.

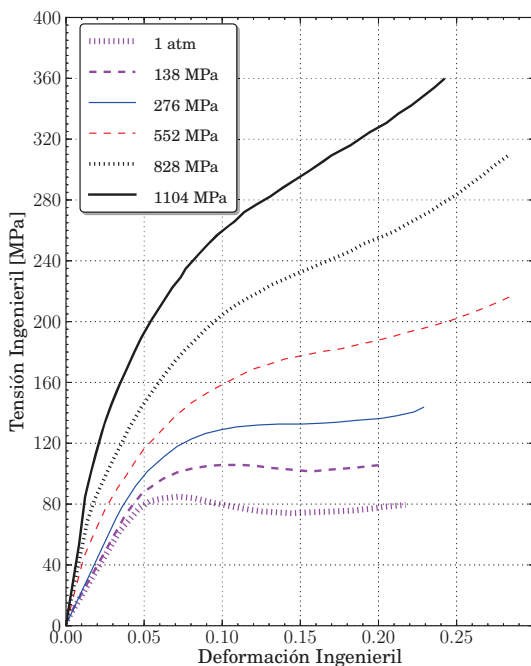


Figura 2.6. Efecto de la presión hidrostática en la curva tensión-deformación ingenieriles para el Policarbonato [35]

Para considerar la influencia de la presión hidrostática en la definición del comportamiento del material, es necesario incluir en el criterio de plastificación, el primer invariante del tensor de tensiones I_1 . Unos de los primeros trabajos que introdujeron este primer invariante del tensor de tensiones fueron los realizados por Holliday et al. [45] en 1964, y por Mears et al. [47] en 1969, a los que les siguieron muchos otros [21, 44, 48, 49, 50].

Por lo tanto, para describir el comportamiento constitutivo de este tipo de materiales, es necesario recurrir a modelos que incluyan todas estas carac-

terísticas: diferencia de comportamiento a tracción y compresión, influencia de la temperatura y de la velocidad de deformación, e influencia del primer invariante del tensor de tensiones.

Otros modelos constitutivos

En la literatura existen numerosos modelos constitutivos con diferente grado de complejidad para modelizar materiales poliméricos. Dentro de los más sencillos se puede citar el modelo clásico de Drucker-Prager [51], introducido originalmente para tratar de representar el comportamiento plástico de suelos, y posteriormente extendido a otro tipo de materiales como el hormigón, espumas y polímeros [24]. Este modelo es a su vez una extensión del criterio de von Mises, al cual se le incorpora un término adicional que contiene la dependencia con la tensión hidrostática, resultando [52]:

$$f = \sqrt{J_2} + \beta I_1 - k = 0 \quad (2.1)$$

donde J_2 es el segundo invariante del tensor de tensiones desviador, β el parámetro que tiene en consideración la presión hidrostática, y k la tensión de plastificación a cortadura pura, la cual se puede escribir como función del límite elástico a tracción del material, σ_{yt} , como: $k = \sigma_{yt}/\sqrt{3}$. A su vez, el parámetro β viene dado por:

$$\beta = \frac{2 \sin \theta}{\sqrt{3} (3 - \sin \theta)} \quad (2.2)$$

donde θ se define como el ángulo de fricción interna, que depende del material. Uno de los trabajos, ya citado anteriormente, en los que se aplica este modelo a materiales poliméricos es el realizado por Rittel y Brill [21].

Otro modelo que recoge las características de estos polímeros previamente indicadas, es el modelo de Burzynski-Torre [53], una particularización del criterio de Burzynski [54] publicado en 1929, y que ha sido recientemente implementado en códigos comerciales de elementos finitos [55]. Los dos criterios anteriores se pueden escribir según la siguiente expresión general:

$$\left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{yt}} \right)^n + 3a \left(\frac{\sigma_h}{\sigma_{yt}} \right) - b = 0 \quad (2.3)$$

donde $\bar{\sigma}$ es la tensión equivalente de Von Mises y σ_h la tensión hidrostática. Además, los valores de los parámetros a , b y del exponente n varían en función del modelo que se quiera aplicar, según la tabla 2.1, en la cual m es el cociente entre el límite elástico del material a tracción, σ_{yt} , y el límite elástico a

compresión, σ_{yc} .

Modelo	a	b	n
Drucker-Prager	$\frac{m-1}{m+1}$	$\frac{2m}{m+1}$	1
Burzynski-Torre	m-1	m	2

Tabla 2.1. Valores de los parámetros de los modelos de Drucker-Prager y Burzynski-Torre

Otro modelo, algo más complejo que los anteriores, es el modelo de Ghorbel [38], que considera la influencia de la triaxialidad, incorporando en la ecuación constitutiva el segundo, J_2 , y tercer, J_3 , invariantes del tensor de tensiones desviador. Dicha ecuación constitutiva se puede construir a partir de la expresión (2.3), con los parámetros correspondientes al modelo de Burzynski-Torre, y añadiendo la dependencia con J_2 y J_3 , resultando

$$\frac{8}{7} \left(1 - \frac{27}{32} \frac{J_3^2}{J_2^3} \right) \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{yt}} \right)^2 + 3(m-1) \left(\frac{\sigma_h}{\sigma_{yt}} \right) - m = 0 \quad (2.4)$$

Es importante destacar otro grupo de modelos constitutivos utilizados para modelizar materiales poliméricos, algo más complejos que los enumerados hasta el momento, y que incluyen una acotada cantidad de parámetros con fundamento físico a nivel microestructural. De este grupo, una amplia mayoría parten del trabajo original publicado por Haward and Thackray [56] en 1968, en el que se empleaban dos modelos paralelos, combinados con el modelo de viscosidad de Eyring [40]. Este modelo inicial unidimensional, restringido a un comportamiento elástico y lineal hasta plastificación, fue posteriormente mejorado y extendido principalmente por tres grupos de investigación, los liderados por M. Boyce [34, 57, 58], P. Buckley [59, 60, 61], y L. Govaert [62, 63, 64], incluyendo las características observadas experimentalmente en este tipo de materiales [65, 66, 67, 68], como son ablandamiento, endurecimiento por deformación y dependencia con la presión.

De estos trabajos, el modelo de Boyce [34], posteriormente publicado con algunas modificaciones por Arruda y Boyce [69], ha servido de base a numerosos investigadores, siendo prueba de ello los trabajos de Wu y Van der Giessen [70, 71], Gearing y Anand [72, 73], Mulliken y Boyce [74] así como muchos otros [20, 23, 75, 76]. De manera simplificada, el modelo de Boyce [34] se trata de un modelo constitutivo hiperelástico, basado en la física estadística, que tiene en cuenta la orientación de las cadenas de moléculas a la hora de calcular el endurecimiento por deformación sufrido por este tipo de materiales, ya que

dicho endurecimiento depende de la evolución de la resistencia al alineamiento de estas cadenas moleculares. Una de las características distintivas de este modelo, es que no posee una función de fluencia, sino que considera que ocurren deformaciones elásticas y plásticas para todo nivel de carga. De esta manera, es capaz de modelar la evolución del material de una forma continua, produciéndose de forma gradual la transición desde un comportamiento principalmente elástico y lineal, a otro viscoelastoplástico.

El esquema unidimensional del modelo de Arruda-Boyce se recoge en la figura 2.7, donde se pueden apreciar tres elementos que conforman una zona de respuesta elástica, y otra de respuesta inelástica:

- Muelle de Hooke: proporciona la respuesta elástica lineal inicial.
- Muelle de Langevin (también conocido como modelo de 8 cadenas): incorpora la dependencia con la cantidad de deformación plástica acumulada, y permite una descarga no lineal.
- Elemento viscoplástico: incorpora la dependencia con la velocidad de deformación.

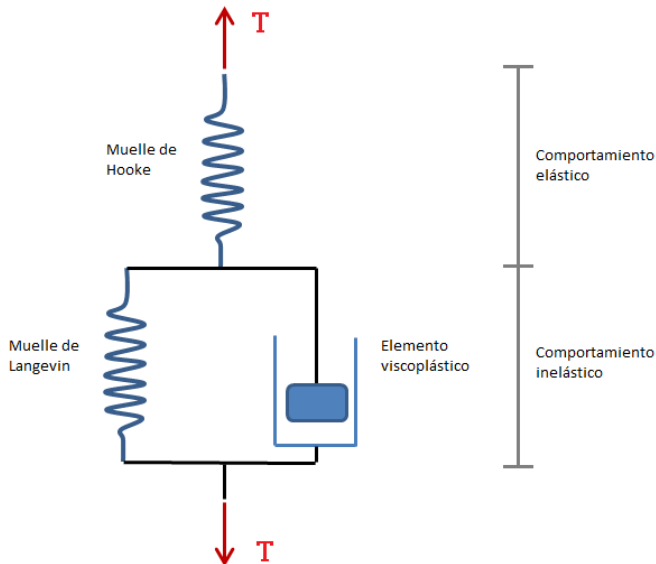


Figura 2.7. Esquema del modelo constitutivo de Arruda-Boyce [69]

2.4. Comportamiento a fractura en polímeros

Tal y como se ha comentado anteriormente, los dos principales mecanismos de deformación que conducen a la fractura en materiales poliméricos son el *crazing* y la plastificación por cortadura o *shear yielding*. El proceso de *crazing* se origina debido a la formación de microvacíos en zonas de concentración de tensiones, produciéndose principalmente en dirección normal a la tensión principal máxima, siendo un proceso asociado a un modo I de deformación (ver Fig. 2.8(a)). Por el contrario, el proceso de *shear yielding* está relacionado con la aparición de deformaciones plásticas en la forma de bandas de cortadura, dando lugar a cambios de forma sin cambios de volumen relevantes [34, 77], y asociado a un modo II de deformación (ver Fig. 2.8(b)).

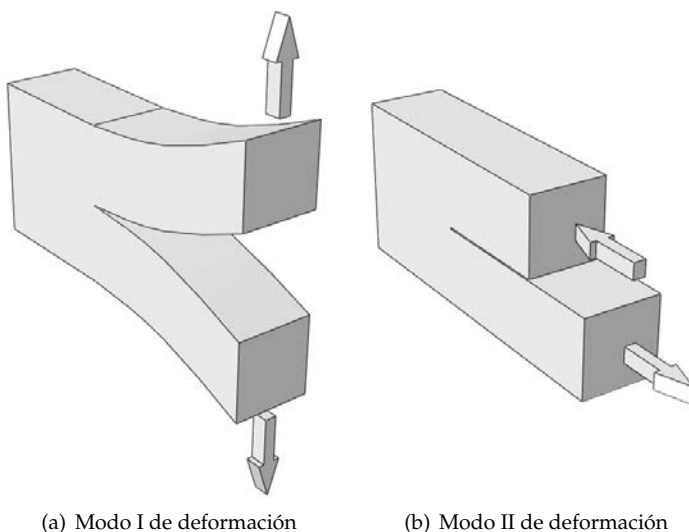


Figura 2.8. Modos de deformación

2.4.1. *Crazing*

Es el mecanismo de deformación asociado comúnmente a la rotura frágil del material. Este proceso está impulsado por la aparición de *crazes*, las cuales pueden ser consideradas como microfisuras, pero que se diferencian de éstas en que contienen pequeñas fibras de material que aún mantienen unidas los dos labios de la fisura, siendo capaces de mantener tensión. Las separaciones existentes entre estas fibras generan la aparición de microvacíos, que dan lugar

a un aumento del volumen del material.

Es conocido que existe una fuerte relación entre el proceso de *crazing* y la fractura de polímeros termoplásticos ya que existen evidencias de que en este tipo de materiales, la fisura se propaga con la presencia de *crazes* en su extremo [25]. De este modo, cuando estas fibras orientadas perpendicularmente al plano de la *craze* terminan por romperse, se genera lo que se conoce habitualmente como fisura (Fig. 2.9).

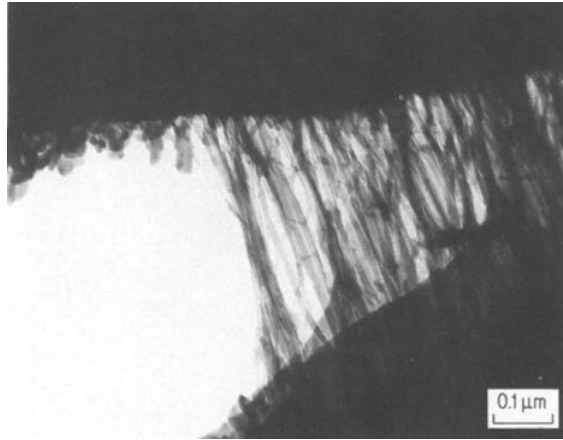


Figura 2.9. Proceso de *crazing* [78]

Las *crazes* se generan habitualmente en zonas de alta concentración de tensiones, como pueden ser imperfecciones en la superficie, inclusiones en el material o estados tensionales caracterizados por elevados valores positivos de tensión hidrostática. La importancia del *crazing*, tal y como se ha comentado anteriormente, radica en que frecuentemente es un precursor de la fractura frágil del material. Esto es así ya que, aunque en el proceso de iniciación, crecimiento y rotura de las *crazes* se ven involucradas tanto deformaciones plásticas considerables como procesos de absorción de energía local, este micromecanismo está altamente localizado y confinado en un pequeño volumen de material [28].

2.4.2. *Shear Yielding*

La plastificación por cortadura es el segundo de los mecanismos de deformación que originan la fractura de los materiales poliméricos. En este caso, dicho mecanismo de deformación está dominado por la aparición de bandas adiabáticas de cortadura (ASB), que llevan asociadas una variación en la forma del material con cambio de volumen insignificante.

Este mecanismo de deformación ha sido estudiado y caracterizado principalmente en metales [10, 79, 80, 81]. Una de las principales conclusiones que se obtuvieron de estos trabajos, es que era necesaria la aparición de un ablandamiento térmico para que estas ASB pudieran tener lugar [13]. Sin embargo, recientemente ha surgido un nuevo enfoque en cuanto a su proceso de formación [82], en el cual se establece que el ablandamiento térmico juega un papel más secundario, mientras que es la energía de trabajo en frío almacenada dinámicamente la que impulsa la formación de estas bandas de cortadura. Es importante destacar este último enfoque, ya que considerando esta característica, y como se verá más adelante, el modelo constitutivo utilizado en la presente Tesis Doctoral no tiene en cuenta dicho ablandamiento térmico, buscando una mayor simplicidad.

La observación directa de ASB en materiales poliméricos es bastante escasa [83], siendo identificadas mediante la comparación de bandas similares que aparecen en materiales metálicos, o mediante el uso de Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) en probetas ya fracturadas. Las ASB fueron observadas por primera vez en polímeros por Whitney [84], que realizó ensayos de compresión en Poliestireno (PS). Además, uno de los primeros trabajos en observar ASB en PMMA fue el realizado por Winter [85], en el que las identificaba comparando las deformaciones en el PMMA con las sufridas por el titanio.

La gran mayoría de los trabajos relacionados con ASB en polímeros se han centrado en tres materiales amorfos: PMMA, PC y PS, debido probablemente a su transparencia [1, 18, 21, 86, 87, 88].

En la figura 2.10 puede observarse la aparición de estas bandas adiabáticas de cortadura en una probeta plana de Policarbonato sometida a un ensayo de tracción simple.

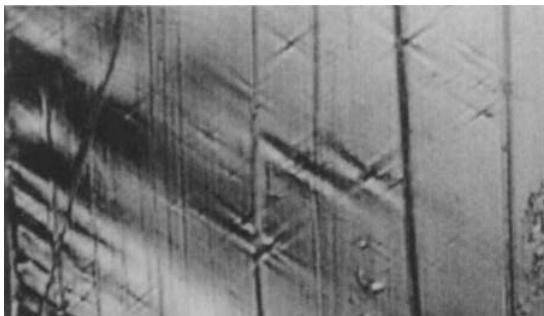


Figura 2.10. Bandas adiabáticas de cortadura en Policarbonato [89]

De manera general, se considera que la fractura se inicia a través de microva-
cíos originados en los puntos de intersección de diferentes bandas de cortadura
[28].

2.5. Transición en el modo de fallo. Modelos de daño

Tal y como se ha comentado anteriormente, el proceso por el cual un material
pasa de sufrir una rotura según un modo frágil de fractura a uno dúctil, se ha
denominado transición frágil-dúctil en el modo de fallo. Esta transición ha sido
observada y ampliamente estudiada en materiales metálicos [10, 13, 16, 79, 80,
81], pero también se ha observado en materiales poliméricos [1, 18, 21].

El polímero es considerado frágil cuando el *crazing* es el mecanismo de fallo
dominante, mientras que se considera dúctil cuando lo que predominan son las
bandas adiabáticas de cortadura (*shear yielding*). La fractura frágil o dúctil de un
polímero depende de una gran cantidad de parámetros críticos que establecen
un límite entre ambos comportamientos. Por ejemplo, para el caso del PC, se
ha observado dicha transición frágil-dúctil con la temperatura [90, 91], con el
envejecimiento [92], velocidad de deformación [1, 93, 94] (ver Fig. 2.11), radio
de la entalla [23, 95, 96, 97] y espesor [75].

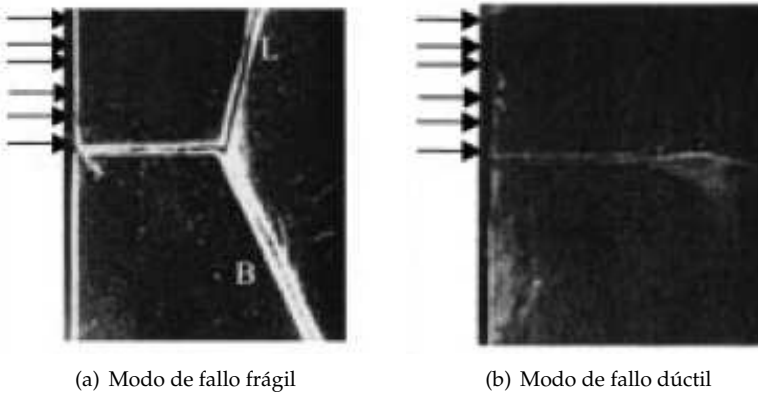


Figura 2.11. Transición en el modo de fallo debido a la velocidad de deformación para el Policarbonato [1]

A consecuencia de todo lo anterior, la predicción numérica del modo de
fallo se antoja bastante complicada, y los modelos constitutivos utilizados para
modelizar este tipo de materiales involucran una gran cantidad de parámetros
de ajuste, incluso aquellos que derivan de la micromecánica [34, 70, 98]. Con

estos modelos constitutivos, la localización de la deformación dando lugar a las bandas de cortadura ocurre de manera natural en las simulaciones numéricas [99, 100]; pero la implementación del proceso de *crazing* requiere el uso de leyes fenomenológicas adicionales [100, 101]. El resultado de esto es la aparición de una gran cantidad de parámetros, lo cual conlleva la necesidad de realizar una cuidadosa calibración de los mismos.

Numerosos autores han propuesto diferentes modelos de daño con la intención de capturar esta transición observada en el modo de fallo. Tal y como se ha dicho anteriormente, muchos de estos modelos se centran exclusivamente en el fallo frágil por *crazing*, mientras que el mecanismo de deformación dominado por las ASB se incluye de manera implícita en el modelo constitutivo sin llegarse a establecer un criterio de fallo dúctil. Dentro de este grupo, es posible citar los trabajos de Estevez et al. [101] y Zhou et al. [4], en los cuales se utilizan elementos cohesivos para modelizar este fallo frágil debido al *crazing*.

Recientemente se han propuesto modelos que buscaban predecir la fractura desde un punto de vista alternativo, combinando modelos constitutivos basados en la física, con criterios de fallo establecidos a nivel de medio continuo [72, 73]. Este enfoque implica que las características microestructurales del proceso de fractura se tienen en cuenta únicamente de forma promediada dentro de un elemento de volumen representativo. Estos modelos de fractura se establecen a partir de un valor invariante de tensión o deformación, que alcanza un valor crítico a partir del cual se inicia el proceso de fallo. A diferencia de los citados anteriormente, estos modelos sí establecen un criterio de daño propio para la fractura dúctil. Para el proceso posterior de propagación del daño se pueden establecer diferentes leyes de evolución del daño o directamente considerar eliminación de elementos en las simulaciones numéricas.

En concreto, el modelo propuesto por Gearing y Anand [72, 73] define un criterio de fallo frágil basado en un valor crítico de tensión hidrostática σ_m^c y un criterio de fallo dúctil basado en un valor crítico de alargamiento plástico λ_p^c . Estos criterios de fallo son incorporados al modelo constitutivo propuesto por Anand y Gurtin [102]. Este modelo de daño ha servido como base a otros autores, realizando alguna modificación sobre el mismo, como por ejemplo el presentado por Kattekola et al. [75] en el que el criterio de fallo dúctil se establece a partir de un valor de tensión de apertura crítico. Este enfoque es equivalente a establecer un valor de alargamiento plástico crítico, ya que para el material considerado (en este caso PC) una tensión de apertura elevada implica necesariamente un alargamiento plástico también elevado en el extremo de la entalla.

Otro de los trabajos basados en el modelo de Gearing y Anand es el publicado por Torres y Frontini [6]. En este caso los parámetros críticos que definen los criterios de fallo se consideran dependientes de la triaxialidad σ_m/σ_{vm} (donde σ_{vm} es la tensión equivalente de Von Mises). Esta dependencia con la triaxialidad ya fue estudiada por Sternstein y Ongochin [103], trabajo en el que se plantea una dependencia del criterio de inicio del *crazing* con dicha triaxialidad.

Por último, es necesario destacar el modelo de daño presentado por Dolinski et al. [16], siendo éste en el que se ha basado el modelo desarrollado en esta Tesis Doctoral. En dicho trabajo se propone un modelo de daño aplicable a materiales metálicos, concretamente un Acero Martensítico 250, considerando una competición directa entre un modo de fallo frágil y otro dúctil, por lo que se ha considerado la posibilidad de extender su aplicabilidad también a materiales poliméricos. En el siguiente capítulo de la presente Tesis Doctoral se detallará este modelo de daño.

Modelo de comportamiento propuesto para el Policarbonato

3.1. Introducción

En este capítulo se presenta en primer lugar el modelo constitutivo utilizado para el Policarbonato, y posteriormente el modelo de daño propuesto aplicable a materiales poliméricos, siendo dicho modelo de daño independiente del modelo constitutivo utilizado para modelizar el material.

3.2. Modelo constitutivo

Es importante destacar aquí, tal y como se ha comentado anteriormente, que el objetivo de la presente Tesis Doctoral no es modelizar el comportamiento constitutivo del material, sino formular un modelo de daño que sea capaz de recoger la transición frágil-dúctil en el modo de fallo. Por este motivo, se ha optado por utilizar un modelo constitutivo relativamente sencillo que permitiera reducir el coste computacional de las simulaciones numéricas llevadas a cabo.

Como hipótesis simplificativa, se ha optado por considerar que el material se comporta según la ley tensión-deformación verdaderas recogida en la Ec. (3.1), la cual es una modificación de la presentada por Ravi-Chandar et al. [1], en régimen cuasiestático.

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, \theta) = \begin{cases} \sigma_1 & \text{si } \varepsilon \leq \frac{\sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon})}{E} \\ \sigma_2 & \text{si } \frac{\sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon})}{E} \leq \varepsilon \leq 0,81\varepsilon_h + \frac{\sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon})}{E} - \varepsilon_0 \\ \sigma_3 & \text{si } 0,81\varepsilon_h + \frac{\sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon})}{E} - \varepsilon_0 \leq \varepsilon \leq \varepsilon_h + \frac{\sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon})}{E} - \varepsilon_0 \\ \sigma_4 & \text{si } \varepsilon \geq \varepsilon_h + \frac{\sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon})}{E} - \varepsilon_0 \end{cases} \quad (3.1)$$

con las funciones σ_i definidas como

$$\sigma_1 = E\varepsilon \quad (3.2a)$$

$$\sigma_2 = \sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon}) + A \left(\varepsilon - \frac{\sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon})}{E} \right) \quad (3.2b)$$

$$\sigma_3 = \sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon}) + A(0,81\varepsilon_h - \varepsilon_0) + B \left(\varepsilon - 0,81\varepsilon_h - \frac{\sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon})}{E} + \varepsilon_0 \right) \quad (3.2c)$$

$$\sigma_4 = \sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon}) + A(0,81\varepsilon_h - \varepsilon_0) + 0,19B\varepsilon_h + E \left(\varepsilon - \varepsilon_h - \frac{\sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon})}{E} + \varepsilon_0 \right) \quad (3.2d)$$

donde E es el módulo de Young, A y B son dos constantes que determinan las pendientes de las correspondientes ramas elastoplásticas, $\sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon})$ es el límite elástico inicial del material, cuya dependencia con la temperatura θ y velocidad de deformación $\dot{\varepsilon}$ será definida posteriormente, ε_0 es la deformación correspondiente al comienzo de la plastificación, y ε_h es la deformación a la cual da comienzo el proceso de orientación molecular, produciéndose un gran aumento en la rigidez del material. Más allá de la deformación ε_h , cuando se ha alcanzado un estado en el que las cadenas moleculares están completamente orientadas, se ha considerado un valor de la rigidez del material igual a la pendiente inicial elástica, E , aunque en este estado, dicha rigidez puede variar considerablemente según el polímero considerado.

Los valores que han sido usados para definir el comportamiento del PC, han sido obtenidos de la literatura [1, 104] y de ensayos experimentales de caracterización que se detallarán en el capítulo posterior. Dichos valores aparecen recogidos en la tabla 3.1.

Como se ha comentado anteriormente, la influencia de la temperatura, θ , en el comportamiento de este tipo de materiales es elevada, por lo que se debe incluir este efecto en la ley tensión-deformación presentada en la ecuación (3.1). Nuevamente por simplicidad, se ha asumido que el límite elástico es linealmente dependiente con la temperatura según la siguiente expresión [1]

$$\sigma_y(\theta) = \sigma_{y0} - \beta(\theta - \theta_0) \quad (3.3)$$

tomándose como temperatura de referencia, $\theta_0 = 293 \text{ K}$, y siendo σ_{y0} el valor del límite elástico cuasiestático del material a dicha temperatura de referencia.

Módulo de Young	E	2.4 GPa
Densidad	ρ	1160 kg/m ³
Coefficiente de Poisson	ν	0.34
Constante ley constitutiva	A	5 MPa
Constante ley constitutiva	B	100 MPa
Límite elástico cuasiestático	σ_{y0}	50.4 MPa
Def. en el límite elástico cuasiestático	ε_0	0.021
Def. al inicio de la orientación molecular	ε_h	0.521
Coefficiente de ablandamiento térmico	β	0.25 MPa/K
Calor específico	c_v	1170 J/(kg · K)
Conductividad térmica	k	0.2 W/(K · m)
Coefficiente de expansión térmica	α	6,5 · 10 ⁻⁵ K ⁻¹
Coefficiente de Quinney-Taylor	η	0.6

Tabla 3.1. Propiedades físicas y mecánicas del PC

Por último, para incluir la dependencia del límite elástico con la velocidad de deformación, $\dot{\varepsilon}$, se ha considerado la siguiente expresión [104]

$$\sigma_y(\dot{\varepsilon}) = \sigma_{y0} + \frac{2k\Theta}{V} \sinh^{-1} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}^*} \right)^{1/n} \quad (3.4)$$

donde k es la constante de Stefan-Boltzmann, Θ la temperatura absoluta (que por simplicidad se tomará como constante en esta expresión) y V es el volumen de activación. El exponente n es un parámetro del material y $\dot{\varepsilon}^*$ una velocidad de deformación característica relacionada con la energía de activación. Los valores de dichos parámetros para el PC, se encuentran publicados en el trabajo de Fu et al. [104], obtenidos mediante ensayos de tracción dinámica en Barra Hopkinson, y se recogen en la tabla 3.2.

$2k\Theta/V$	$\dot{\varepsilon}^*$	n
187 MPa	1,7 · 10 ⁶ s ⁻¹	5.18

Tabla 3.2. Parámetros del PC para la Ec.3.4

Por lo tanto, teniendo en cuenta las Ecs. (3.3) y (3.4), se puede expresar la dependencia del límite elástico inicial con la temperatura y la velocidad de deformación como:

$$\sigma_y(\theta, \dot{\varepsilon}) = \sigma_{y0} - \beta(\theta - \theta_0) + \frac{2k\Theta}{V} \sinh^{-1} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}^*} \right)^{1/n} \quad (3.5)$$

siendo esta Ec. (3.5) la que ha de introducirse en las Ecs. (3.1) y (3.2).

El comportamiento constitutivo del material aparece representado en la Fig.3.1 donde, obviando en este caso el ablandamiento que se produce tras la plastificación inicial, se observa la influencia de la temperatura θ y de la velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$. En capítulos posteriores, se podrá observar experimentalmente como dicho ablandamiento se reduce ligeramente a medida que aumenta la velocidad de deformación, por lo que la hipótesis planteada al no considerar dicho ablandamiento se considerará válida al tratar siempre con ensayos dinámicos a medias-altas velocidades de deformación. Además, el modelo de daño considerado establece un criterio de rotura dúctil basado en la formación de bandas adiabáticas de cortadura, tal y como el modelo propuesto por Dolinsky et al. [16], trabajo en el cual indican que no es necesaria la aparición de dicho ablandamiento para la formación de estas bandas adiabáticas.

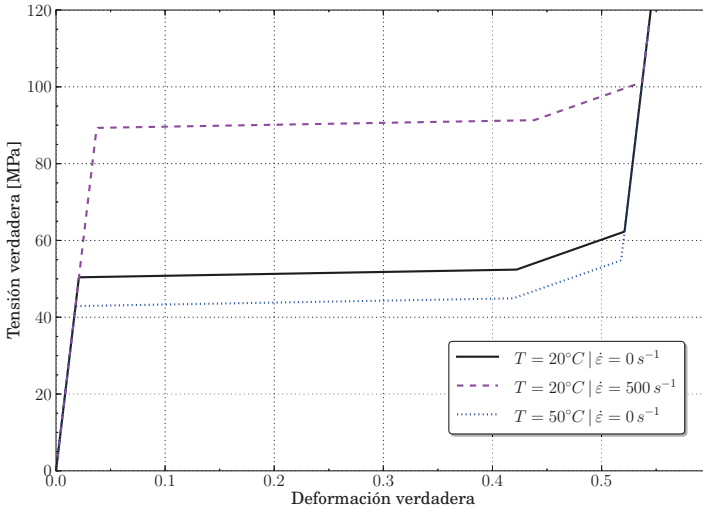


Figura 3.1. Comportamiento constitutivo del Policarbonato

Este comportamiento uniaxial se ha generalizado a un estado multiaxial de tensiones a través de la teoría de la plasticidad de Von Mises (J2), incluyendo la dependencia con la temperatura y con la velocidad de deformación, tal y como se indica con en la Ec. (3.5).

En la Fig.3.2 se muestra una comparación entre el modelo constitutivo empleado en esta Tesis, y el correspondiente al modelo de Johnson-Cook (JC) [105].

Este modelo de plastificación se encuentra habitualmente implementado en códigos comerciales de simulación numérica, y por este motivo es comúnmente aplicado a distintos tipos de materiales. El modelo de JC define la función de endurecimiento del material en función de la deformación plástica equivalente $\bar{\varepsilon}_p$, de la velocidad de deformación plástica equivalente $\dot{\bar{\varepsilon}}_p$ y de la temperatura T , como:

$$\sigma_Y(\bar{\varepsilon}_p, \dot{\bar{\varepsilon}}_p, T) = (A + B\bar{\varepsilon}_p^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_p}{\dot{\bar{\varepsilon}}_0} \right) (1 - \theta^m) \quad (3.6)$$

donde θ viene definido por:

$$\theta = \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \quad (3.7)$$

siendo los parámetros A , B , C , n y m constantes relacionadas con el material; T la temperatura del mismo, T_r la temperatura de referencia y T_m la temperatura de fusión; y por último $\dot{\bar{\varepsilon}}_0$ la velocidad de deformación de referencia. Todos los valores de estos parámetros han sido obtenidos de [106] y se recogen en la tabla 3.3

A	B	n	C	$\dot{\bar{\varepsilon}}_0$	m	T_r	T_m
80 MPa	75 MPa	2	0,052001	1 s ⁻¹	0,548	293 K	562 K

Tabla 3.3. Parámetros del modelo de JC para el PC [106]

Como se puede comprobar en la Fig.3.2, el modelo de JC no es capaz de reproducir el endurecimiento que se produce en el material a partir de una deformación de aproximadamente $\varepsilon \simeq 0,52$. Además, sobrestima el valor del límite elástico inicial cuando la velocidad de deformación considerada es $\dot{\varepsilon} = 500 \text{ s}^{-1}$, y la subestima en el caso de temperatura $T = 50^\circ$. Esto justifica la elección del modelo constitutivo utilizado en este trabajo, la cual será corroborada posteriormente en el capítulo 4 con los correspondientes ensayos de caracterización realizados al PC.

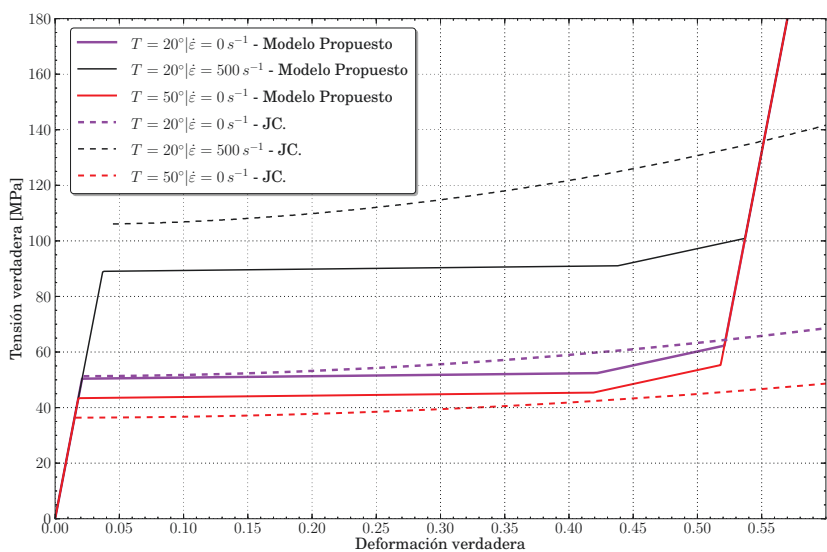


Figura 3.2. Comparación entre el modelo constitutivo utilizado y el modelo de JC

3.3. Modelo de daño

El modelo de daño propuesto se ha desarrollado a partir del publicado por Dolinski et al. [16], inicialmente aplicado a metales, concretamente para un Acero Martensítico 250. Dicho modelo recoge de manera simultánea dos modos de fallo, por un lado un modo de fractura frágil, definido a partir de la tensión principal máxima, y por otro lado un modo de fractura dúctil (bandas de cortadura), definido a partir de la densidad de energía de deformación. De esta manera, el fallo del componente viene determinado por la competición entre estos dos criterios de fractura.

A continuación se detallan cada uno de estos dos criterios de fallo.

3.3.1. Criterio de fractura frágil

El criterio de fractura frágil se ha definido utilizando un criterio de rotura local, basado en la tensión principal máxima, de forma que cuando se alcance un valor crítico de dicha tensión principal máxima σ_I^{crit} en una zona próxima al extremo de la entalla, se produzca la fractura. Más adelante se especificará con más detalle la distancia, medida desde el extremo de fisura, a la cual se debe alcanzar ese valor crítico. El criterio de fractura frágil así definido, se trata por lo tanto de un criterio tensional:

$$\sigma_I = \sigma_I^{crit}(\dot{\varepsilon}) \quad (3.8)$$

Se puede observar en la Ec. (3.8), que se ha considerado una dependencia del valor de σ_I^{crit} con la velocidad de deformación equivalente, siguiendo la misma metodología empleada por Dolinski et al. [16], así como por otros autores [20]. Por este motivo, es necesario determinar la relación entre σ_I^{crit} y dicha velocidad de deformación:

$$\sigma_I^{crit} = f(\dot{\varepsilon}) \quad (3.9)$$

Para tal fin, es necesario conocer el estado tenso-deformacional del material en el instante de rotura y en una zona próxima a la que se vaya a producir la fractura, para diferentes valores de velocidad de deformación. Al no disponer de estos resultados experimentales para el PC, se ha recurrido a la literatura científica. A partir de los ensayos experimentales realizados por Ravi-Chandar et al. [1], se ha obtenido mediante simulaciones numéricas y de manera fenomenológica, la relación entre la tensión principal máxima en el instante de rotura, y la velocidad de deformación en dicho instante.

Para ello, se ha creado un modelo tridimensional de elementos finitos de los

ensayos realizados [1], y calculado el valor de la velocidad de deformación y de la tensión principal máxima en el extremo de la entalla justo en el instante en el que se observa experimentalmente el inicio de la fractura de la probeta. Dicha información se ha extraído de la zona que rodea al extremo de la entalla, tal y como se muestra en la Fig.3.3, excluyendo aquellos puntos en los que la deformación plástica equivalente $\bar{\varepsilon}_p$ es superior a 0,05 (en el ejemplo mostrado en la imagen, los de color gris), ya que al tratarse de un criterio de fractura frágil, es lógico pensar que se debe dar en aquellos puntos en los que los valores de deformación plástica sean considerablemente bajos. El tamaño de esta zona engloba una distancia característica d_c ($1 - 1,5\text{ mm}$), próxima al extremo de fisura, donde la tensión principal máxima alcanza su valor crítico σ_c ($\sim 160\text{ MPa}$) originando la fractura del material, tal y como establece el criterio RKR [107] (Fig.3.4).

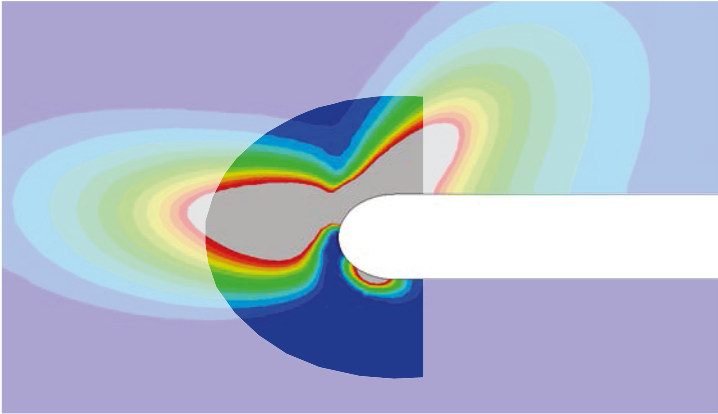


Figura 3.3. Zona de cálculo de la tensión principal máxima y la velocidad de deformación en el extremo de la entalla

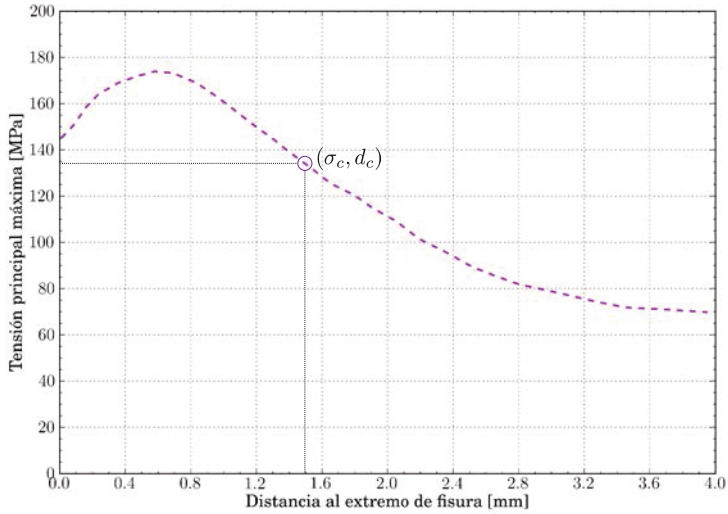


Figura 3.4. Criterio local de fractura RKR [107]

Por lo tanto, el primer paso ha sido obtener una relación entre la velocidad de impacto del proyectil cilíndrico contra la probeta y los valores de tensión principal máxima que se observan en el modelo numérico en el instante en el que experimentalmente comienza a propagar la fisura. Esta relación se recoge en la tabla 3.4.

Velocidad de impacto [m/s]	σ_I^{crit} [MPa]
20	160
30	160
40	160
50	170
55	180
60	203

Tabla 3.4. Valores críticos de tensión principal máxima para cada velocidad de impacto del proyectil

El siguiente paso, es encontrar la relación entre la velocidad de impacto del proyectil y la velocidad de deformación que se produce en el extremo de la entalla, para finalmente obtener la relación dada por la Ec. (3.9). Para ello, siguiendo el mismo procedimiento que en [16], se han realizado simulaciones numéricas sin incluir ningún criterio de fallo, obteniendo en cada elemento perteneciente a la zona señalada en la Fig. 3.3 la deformación equivalente en cada instante de tiempo mediante la expresión:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{3} \left\{ \frac{1}{2} [(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2] + 3 [\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{xz}^2] \right\} \quad (3.10)$$

así como la velocidad de deformación $\dot{\bar{\varepsilon}}$ para cada incremento de tiempo desde que se produce el impacto hasta que experimentalmente comienza a propagar la fisura. De esta forma, las velocidades de deformación que se han alcanzado en el extremo de la entalla para cada velocidad de impacto, se recogen en la Fig. 3.5, donde se puede apreciar una relación prácticamente lineal entre ambos parámetros.

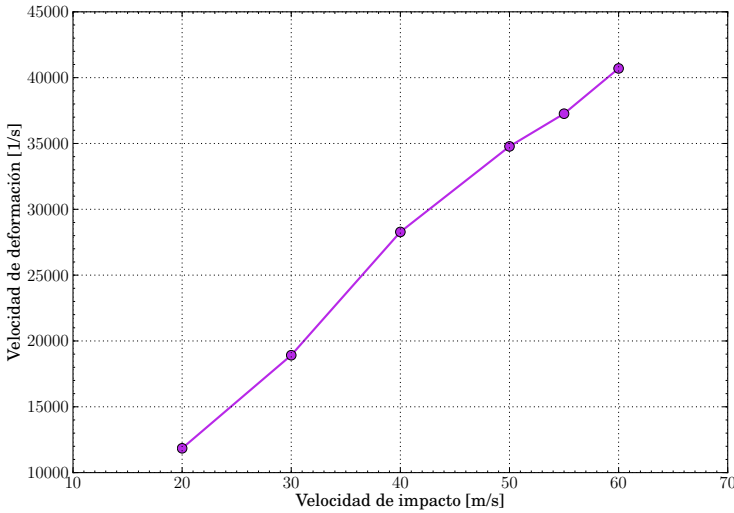


Figura 3.5. Relación entre velocidad de impacto y $\dot{\bar{\varepsilon}}$

Ajustando los tiempos de rotura obtenidos experimentalmente por Ravi-Chandar et al. [1], con los resultados calculados mediante simulación numérica, ha sido posible obtener los valores críticos de tensión principal máxima σ_I^{crit} , en función de la velocidad de deformación en el extremo de la entalla $\dot{\bar{\varepsilon}}$, los

cuales se recogen en la tabla 3.5.

$\dot{\varepsilon} [1/s]$	$\sigma_I^{crit} [MPa]$
11850	160
18920	160
28280	160
34770	170
37260	180
40700	203

Tabla 3.5. Valores críticos de tensión principal máxima para cada velocidad de deformación

Una vez relacionados los valores de tensión principal máxima a rotura σ_I^{crit} , y la velocidad de deformación en el extremo de la entalla $\dot{\varepsilon}$, se puede establecer la relación definida por la Ec. (3.9). Dicha relación se recoge gráficamente en la Fig. 3.6, donde se puede comprobar que existe un límite inferior de velocidad de deformación en torno a $\dot{\varepsilon} = 27000 s^{-1}$, por debajo del cual la tensión principal máxima a rotura permanece constante e igual a $160 MPa$. Este dato concuerda con el publicado por Dorogoy y Rittel [108], donde establecen una tensión de rotura para el Policarbonato de $160 MPa$. Por encima de dicho valor límite de velocidad de deformación, la curva se puede aproximar de manera óptima ($R^2 \simeq 1$) a una función polinómica de tercer grado.

Así, la relación establecida por la Ec. (3.9) se puede escribir finalmente como:

$$\sigma_I^{crit}(\dot{\varepsilon}) = \begin{cases} \sigma_{I,cuasi}^{crit} & \text{si } \dot{\varepsilon} \leq 27000 s^{-1} \\ \sigma_{I,dinam}^{crit}(\dot{\varepsilon}) & \text{si } \dot{\varepsilon} > 27000 s^{-1} \end{cases} \quad (3.11)$$

con las funciones $\sigma_{I,cuasi}^{crit}$ y $\sigma_{I,dinam}^{crit}(\dot{\varepsilon})$ definidas como:

$$\sigma_{I,cuasi}^{crit} = 160 MPa \quad (3.12)$$

$$\sigma_{I,dinam}^{crit}(\dot{\varepsilon}) = 1,622 \cdot 10^{-11} \dot{\varepsilon}^3 - 1,3274 \cdot 10^{-6} \dot{\varepsilon}^2 + 3,6544 \cdot 10^{-2} \dot{\varepsilon} - 178,27 MPa \quad (3.13)$$

Por lo tanto, para que se produzca la fractura frágil del material se deben cumplir de forma simultánea las condiciones dadas por las Ecs.(3.8) y (3.11), y que la deformación plástica equivalente en el punto considerado cumpla que:

$$\bar{\varepsilon}_p \leq 0,05 \quad (3.14)$$

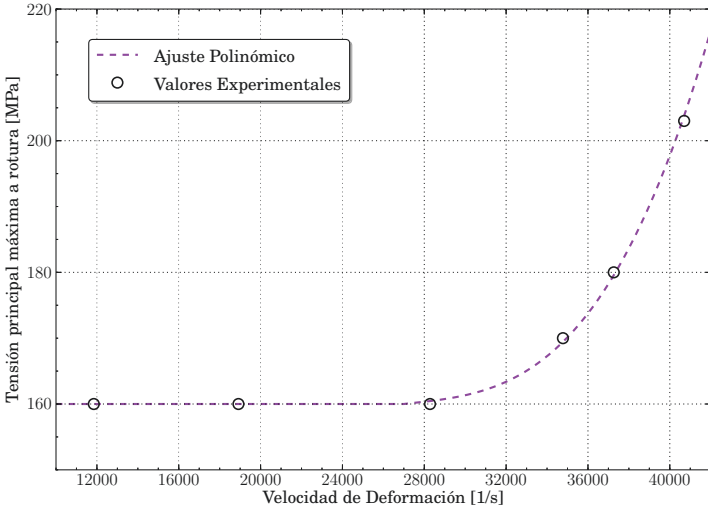


Figura 3.6. Relación entre $\dot{\epsilon}$ y σ_I^{crit} para el criterio de fractura frágil

Tal y como se ha comentado anteriormente, muchos de estos materiales poliméricos presentan una diferencia de comportamiento entre tracción y compresión, siendo generalmente la resistencia de estos materiales, y concretamente del PC, menor a tracción. El criterio de fractura frágil anterior está formulado de forma que se pueda considerar dicha diferencia de comportamiento, mediante el uso del tercer invariante del tensor de tensiones, I_3 , considerando que si dicho valor es positivo, el elemento se encuentra traccionado, mientras que si el valor de este tercer invariante es negativo, el elemento estará comprimido. Así, se pueden definir dos funciones, $\sigma_{I,tracc}^{crit}(\dot{\epsilon})$ y $\sigma_{I,comp}^{crit}(\dot{\epsilon})$, que definen los valores críticos de tensión principal máxima en función de la velocidad de deformación para elementos traccionados o comprimidos, respectivamente. En el caso concreto del PC modelizado en esta Tesis, se ha considerado una única función $\sigma_I^{crit}(\dot{\epsilon})$ (dada por la Ec.(3.11)) debido a que en ninguno de los casos analizados (impacto asimétrico utilizado como ensayo de calibración, ensayos de flexión en tres puntos dinámica empleados para validar el modelo, o el ensayo de aplicación práctica de impacto sobre una visera de PC) el material sufre una rotura frágil por compresión, por lo que el no considerar un valor diferente de tensión principal máxima crítica a compresión, no repercutirá en una variación de los resultados obtenidos.

3.3.2. Criterio de fractura dúctil

Se trata de un criterio de rotura global que consiste en establecer un nivel crítico de densidad total de energía de deformación, W_{crit} , almacenada en un elemento, a partir del cual comenzará la degradación del material; y un valor límite de densidad de energía de deformación, W_{frac} que determinará cuando se produce la fractura y por lo tanto la eliminación del elemento. La representación esquemática de este criterio de fractura dúctil aparece recogida en la Fig.3.7.

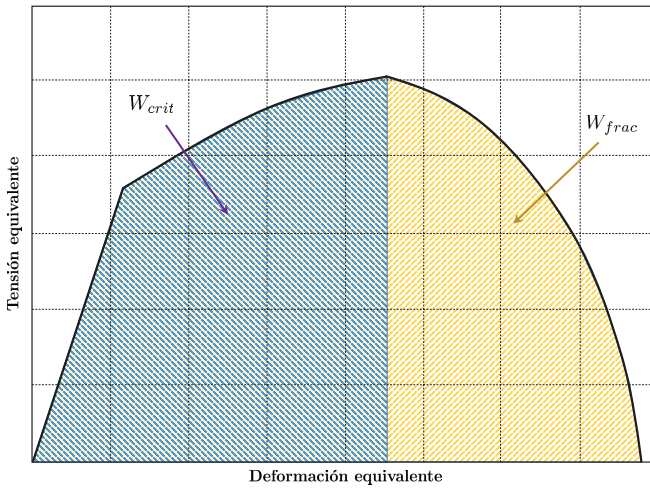


Figura 3.7. Representación esquemática del criterio de fractura dúctil

El valor crítico de la densidad de energía de deformación se establece según la siguiente expresión:

$$W_{crit} = \int_0^{\alpha} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (3.15)$$

donde σ_{ij} y ε_{ij} son las componentes de los tensores de tensión y deformación respectivamente. El límite de integración superior α , se fija como el nivel de deformación equivalente crítico $\bar{\varepsilon}_{crit}$, a partir del cual la resistencia estructural comienza a deteriorarse de forma gradual de acuerdo a la siguiente expresión:

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}^*(1 - D^b) \quad (3.16)$$

donde $\bar{\sigma}$ es la tensión equivalente ya degradada en el instante actual, para una deformación equivalente dada $\bar{\varepsilon} \geq \bar{\varepsilon}_{crit}$; y b un exponente que permite

establecer el tipo de relación entre $\bar{\sigma}^*$ y $\bar{\sigma}$ (lineal, cuadrática, cúbica...). D es el nivel de daño existente en el elemento, pudiendo tomar valores comprendidos entre 0, si dicho elemento está intacto, y 1, si está completamente dañado, dando lugar a su eliminación. Dicho parámetro D se define como:

$$D = \frac{W - W_{crit}}{W_{frac} - W_{crit}} \quad (3.17)$$

donde la densidad de energía W_{frac} es la correspondiente al momento en el que se produce la fractura, es decir, cuando la tensión equivalente degradada del elemento alcanza un valor nulo.

En el caso del material polimérico considerado, se produce la ya mencionada diferencia de comportamiento entre tracción y compresión. Por este motivo, se ha agregado a este criterio de daño dúctil, una diferenciación entre los elementos que estén trabajando a tracción y los que lo estén haciendo a compresión. Al igual que en el criterio de fractura frágil, dicha distinción se realizará mediante el uso del tercer invariante del tensor de tensiones, I_3 , definiéndose así unos valores de densidad de energía de deformación W_{crit} y W_{frac} a tracción, y otros a compresión.

En el trabajo publicado por Dolinski et al. [16], se indica que los parámetros que definen este modelo, W_{crit} , W_{frac} y b , pueden obtenerse en metales a partir de ensayos de compresión dinámica en cilindros [109]. Para el caso del PC, no ha sido posible encontrar dichos parámetros de la literatura, por lo que se han obtenido de manera fenomenológica a partir de los ensayos de impacto asimétrico sobre probetas planas con entalla simple realizados por Ravi-Chandar et al. [1], permitiendo calibrar el modelo de daño propuesto. Dichos valores se recogen en la tabla 3.6.

Parámetros del criterio de fractura dúctil	
W_{crit}^{trac}	$= 50 \text{ MJ/m}^3$
W_{frac}^{trac}	$= 70 \text{ MJ/m}^3$
W_{crit}^{comp}	$= 140 \text{ MJ/m}^3$
W_{frac}^{comp}	$= 170 \text{ MJ/m}^3$
b	$= 1$

Tabla 3.6. Valores de los parámetros utilizados en el criterio de fractura dúctil para el PC

Como hipótesis de partida, estos parámetros se han considerado constantes, pero sería interesante estudiar la posibilidad de que pudieran variar en función

de parámetros como la velocidad de deformación o la triaxialidad. Además, se ha tomado el valor del exponente $b = 1$ por simplicidad, pudiendo analizarse posteriormente la influencia de éste en los resultados obtenidos.

Puede comprobarse como los valores de W_{crit} y W_{frac} son menores si el elemento se encuentra trabajando a tracción en lugar de a compresión, de acuerdo con la evidencia experimental que muestran este tipo de materiales (mayor resistencia a compresión que a tracción). El valor de $W_{crit}^{trac} = 50 \text{ MJ/m}^3$ corresponde a una tensión equivalente del mismo orden que el valor del límite elástico cuasiestático a tracción σ_{y0} , mientras que el valor de $W_{crit}^{comp} = 140 \text{ MJ/m}^3$ corresponde a una tensión equivalente del orden del doble del límite elástico cuasiestático a compresión, que se considera 1.13 veces superior al de tracción [38].

Adicionalmente, se ha incluido un valor límite de deformación, $\varepsilon_{max} = 1,6$ [20], para evitar posibles errores numéricos derivados de la excesiva distorsión que aparece en elementos próximos a su eliminación, y que produce problemas de convergencia.

Procedimiento experimental

4.1. Introducción

En este capítulo se describen los dispositivos, ensayos y técnicas experimentales utilizados en el desarrollo de la presente Tesis Doctoral, cuyos resultados permiten la calibración y validación de los modelos numéricos desarrollados.

En primer lugar, se van a detallar los ensayos de caracterización realizados en probetas de policarbonato, a fin de obtener sus propiedades mecánicas. Seguidamente, se exponen los ensayos de impacto asimétrico sobre probetas planas de entalla simple, llevados a cabo por Ravi-Chandar et al. [1], cuyos resultados han servido como calibración del modelo de daño propuesto. Por último, se presentan los ensayos de flexión en tres puntos sobre probetas entalladas, realizados en Barra Hopkinson modificada, y utilizados para validar el modelo.

4.2. Ensayos de caracterización en probetas de Policarbonato

La elección del PC para la realización de la Tesis Doctoral ha sido debida a que dicho polímero presenta transición en el modo de fallo de manera natural, es decir, bajo condiciones normales de temperatura, presión, etc; mientras que otros polímeros, como pudiera ser el PMMA, requieren cierto grado de confinamiento para que dicha transición llegue a producirse.

Debido a que, tal y como se ha comentado anteriormente, el desarrollo del modelo constitutivo empleado para la modelización del PC no es un objetivo principal de esta Tesis, se ha optado por utilizar un modelo lo suficientemente sencillo como para no incurrir en un elevado coste computacional, pero que incluya las características propias del comportamiento de este tipo de materiales, como son la dependencia con la temperatura y con la velocidad de deformación. El modelo empleado parte del utilizado por Ravi-Chandar et al. [1], el cual ha sido validado por dichos autores.

La existencia de diferentes tipos de PC comerciales, exige la comprobación de que las propiedades del PC empleado en los ensayos de calibración [1] (datos obtenidos de la literatura), son semejantes a las del PC utilizado en los ensayos de validación realizados. Esta verificación se ha llevado a cabo mediante la realización de ensayos de tracción uniaxial, tanto en régimen cuasiestático como en régimen dinámico.

4.2.1. Descripción de las probetas

La geometría de las probetas de tracción utilizadas tanto en los ensayos cuasiestáticos como en los dinámicos, sigue las recomendaciones establecidas por Sergio González [110] en el desarrollo de su Tesis Doctoral, cuyo plano acotado se muestra en la Fig.4.1.

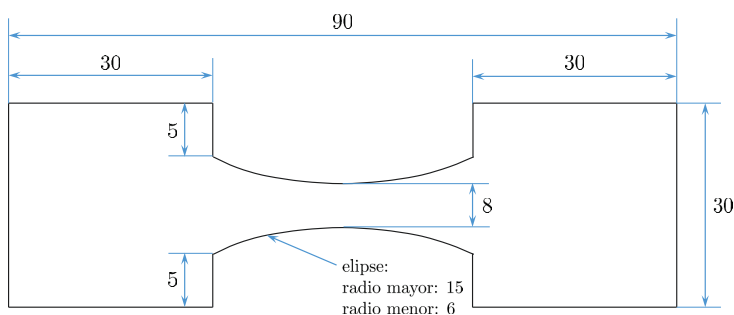


Figura 4.1. Geometría de las probetas utilizadas para los ensayos de tracción uniaxial (cotas en *mm*)

Dichas probetas se han obtenido mediante corte por chorro de agua a partir de una plancha de PC de 10 *mm* de espesor. En la zona más estrecha del fuste será donde se obtengan los valores de tensión y deformación, debiéndose asegurar que el estado de tensiones puede considerarse uniaxial en ese tramo. Para ello, la reducción en la sección transversal debe ser lo suficientemente suave. Dicha comprobación fue realizada en la Tesis Doctoral anteriormente citada [110], quedando demostrado que la geometría utilizada es adecuada para la caracterización del material en condiciones de tracción uniaxial.

Adicionalmente, esta geometría facilita el amarre de la probeta mediante un útil de tracción de acero, Fig.4.2, que permite transmitir la carga de tracción a la probeta sin introducir la misma entre las mordazas, debido al daño adicional que esto supondría. Dicho útil, permite la realización de ensayos de tracción tanto en condiciones cuasiestáticas como dinámicas.

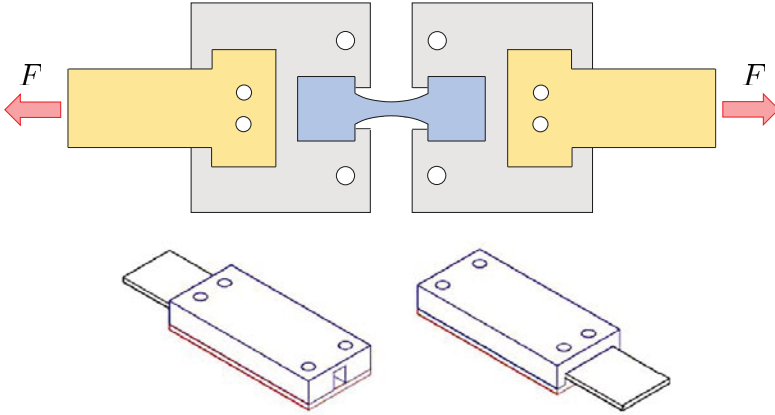


Figura 4.2. Esquema del útil adicional utilizado en los ensayos de tracción

4.2.2. Ensayos de tracción cuasiestática

Metodología del ensayo

El procedimiento consiste en colocar la probeta dentro del útil de sujeción, tal y como aparece representado en la Fig.4.2, aplicando posteriormente una carga de tracción monótona y creciente en los extremos del mismo, que será transmitida a la probeta. La máquina utilizada fue una Máquina Universal de Ensayos de marca INSTRON, modelo 8800, la cual se recoge en la Fig.4.3(a) junto con un detalle de la probeta ya colocada en el interior del útil (Fig.4.3(b)), mientras que la carga aplicada fue registrada mediante una célula de carga de 100 kN de carga máxima.

A la hora de obtener las curvas tensión-deformación, se han utilizado dos procedimientos distintos: en primer lugar, se han utilizado bandas extensométricas y por otro lado se ha usado un sistema de videocorrelación digital de imágenes en 2 dimensiones. Para poder seleccionar la metodología más adecuada de entre las dos anteriores, se han realizado ensayos piloto que permiten realizar una comparativa entre ambas, tal y como se explicará de forma detallada a continuación.



Figura 4.3. Dispositivo experimental utilizado en el ensayo de tracción uniaxial

Bandas extensométricas: como se ha comentado anteriormente, se han utilizado bandas extensométricas de 350Ω (VISHAY, tipo CEA-06-125UN-350), pegando una banda en la zona central del fuste de la probeta, y obteniendo la deformación longitudinal en dirección de la carga.

Sistema de videocorrelación digital: la videocorrelación digital (DIC - Digital Image Correlation), es una técnica de luz blanca basada en la comparación de imágenes durante el proceso de deformación de un espécimen [111]. Las imágenes se dividen en una cuadrícula de celdas o subconjuntos que contienen un número finito de píxeles. La resolución espacial y la precisión de los desplazamientos obtenidos están limitadas por el número total de píxeles dentro de la imagen. Para aplicar esta técnica, es necesario llevar a cabo previamente el pintado del espécimen de ensayo, de forma que su superficie quede cubierta por un patrón moteado, como los que se muestran a modo de ejemplo en la Fig.4.4.

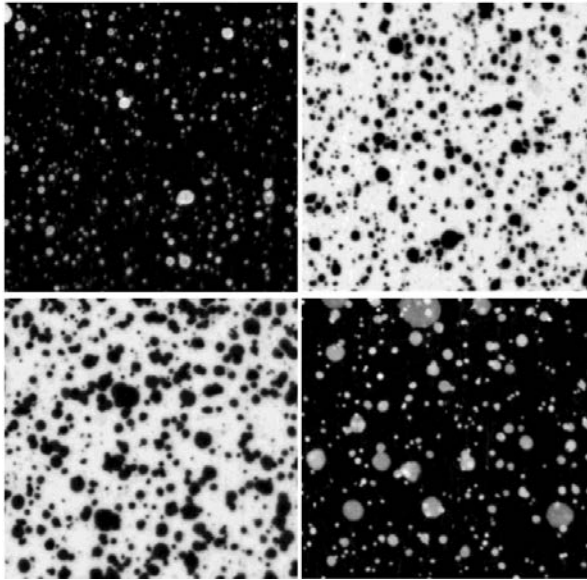


Figura 4.4. Ejemplos de patrones utilizados en videocorrelación digital [112]

En este caso se ha utilizado el código comercial VIC-2D, desarrollado por *Correlated Solutions* [113]. Este software emplea algoritmos de correlación optimizados para medir el campo de desplazamientos en una superficie mediante la identificación de áreas de coincidencia de los valores de escala de grises entre el patrón moteado en cada subconjunto de las imágenes deformadas y una imagen de la probeta sin deformar, que actúa como imagen de referencia. Para facilitar dicha correlación, se aplica un patrón estocástico de manchas a la superficie de la muestra para proporcionar variaciones aleatorias del nivel de grises, cuya calidad es fundamental para la precisión en el cálculo de los desplazamientos.

El proceso de pintado de las probetas se ha realizado mediante el uso de sprays, eligiendo un patrón de motas negras sobre fondo blanco, ya que proporciona mejores resultados que los patrones de fondo negro con motas blancas [112]. En la Fig.4.5 pueden verse dos de las probetas ensayadas, después del proceso de pintado.



Figura 4.5. Probetas con patrón moteado realizado con spray

Como resultado, el software proporciona un mapa de deformación longitudinal en la zona de interés seleccionada, tal y como aparece en la Fig.4.6, pudiéndose posteriormente seleccionar un punto en concreto del que obtener la evolución de la deformación con el tiempo.

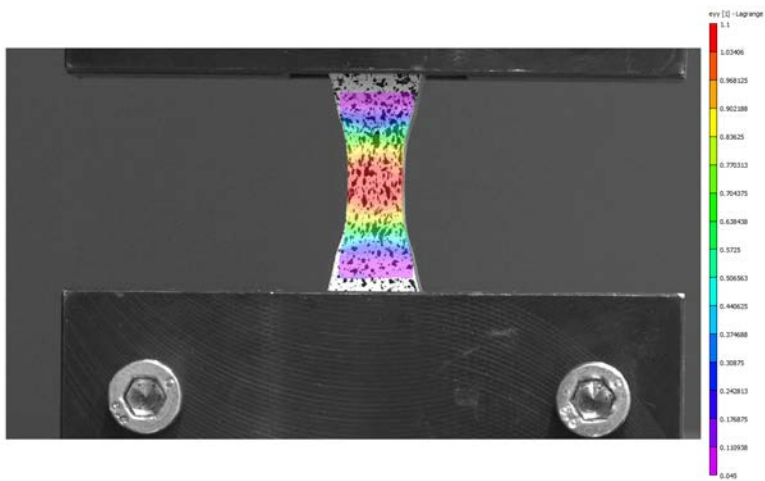


Figura 4.6. Mapa de deformación longitudinal obtenido mediante la herramienta de videocorrelación de imágenes

Resultados obtenidos

En lo referente a los ensayos piloto realizados tanto con banda extensométrica como con la técnica de videocorrelación de imágenes, las curvas tensión-deformación obtenidas se recogen en la Fig.4.7. Dichos ensayos piloto de tracción uniaxial se han realizado a dos velocidades de deformación diferentes: $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ y $\dot{\epsilon} = 0,0001 \text{ s}^{-1}$, ambas dentro del régimen cuasiestático.

Observando la Fig.4.7 se puede comprobar que los resultados obtenidos para ambas velocidades de deformación mediante las dos técnicas, son muy similares hasta un determinado valor de deformación, a partir del cual la señal de las bandas extensométricas desaparece. Esto es debido al despegue de las mismas producido por la excesiva deformación aparecida en la zona del fuste de las probetas.

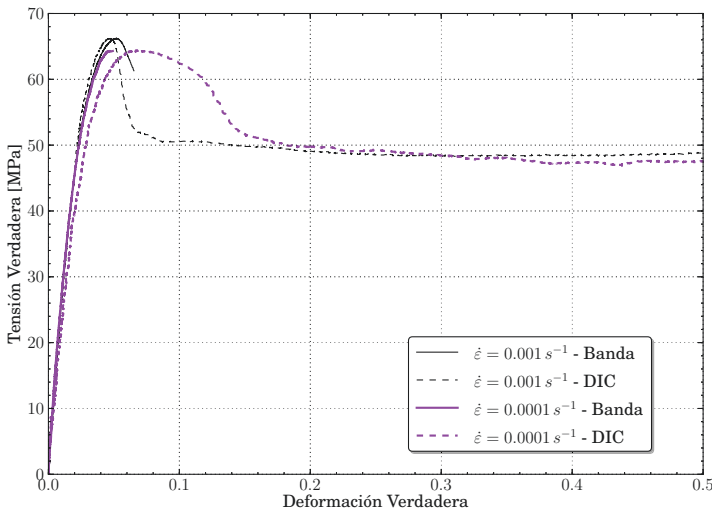


Figura 4.7. Comparación de los resultados obtenidos mediante banda extensométrica y videocorrelación de imágenes

Por este motivo, utilizando únicamente bandas extensométricas, apenas se recoge el comportamiento plástico del material, perdiendo una gran cantidad de información del mismo. Este hecho pone de manifiesto las ventajas del uso de la técnica de videocorrelación de imágenes en este caso, ya que es capaz de recoger tanto el comportamiento elástico como el plástico del material hasta rotura.

4. Procedimiento experimental

Los ensayos de caracterización se han realizado a temperatura ambiente, considerando cuatro velocidades de deformación: $\dot{\epsilon} = 0,0001 \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 0,0005 \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ y $\dot{\epsilon} = 0,005 \text{ s}^{-1}$, que se corresponden con unas velocidades de desplazamiento del cabezal de 1, 5, 10 y 50 mm/s , respectivamente. Se han realizado 3 ensayos para cada velocidad de deformación considerada, obteniendo unos valores promedio y desviaciones típicas, que se recogen en la tabla 4.1.

$\dot{\epsilon} [\text{1/s}]$	$E [\text{MPa}]$	$\sigma_y [\text{MPa}]$
0,0001	$2409,90 \pm 16,53$	$49,70 \pm 4,56$
0,0005	$2387,65 \pm 34,71$	$51,09 \pm 2,11$
0,001	$2418,83 \pm 93,15$	$50,53 \pm 1,29$
0,005	$2405,80 \pm 53,55$	$50,87 \pm 2,68$

Tabla 4.1. Módulo de elasticidad y límite elástico del PC obtenidos en los ensayos de caracterización

A la vista de los resultados obtenidos, se puede comprobar que para las velocidades de deformación ensayadas (limitadas por la capacidad de la máquina utilizada), no existe gran influencia de dicha velocidad de deformación en los valores de módulo de elasticidad y límite elástico. Por ello, se tomará un único valor promedio de ambos parámetros, que serán considerados representativos en régimen cuasiestático. Dichos valores promedio se recogen en la tabla 4.2, junto con los valores proporcionados en [1] en negrita. Se puede comprobar como tanto el valor del módulo de elasticidad como el del límite elástico son muy similares a los presentados en [1], por lo que el PC utilizado en ambos casos es equivalente, al menos en régimen cuasiestático.

$E [\text{MPa}]$	$\sigma_y [\text{MPa}]$
$2405,55 \pm 13,11 \approx \mathbf{2400}$	$50,55 \pm 0,61 \approx \mathbf{50,4}$

Tabla 4.2. Módulo de elasticidad y límite elástico cuasiestáticos

En la Fig.4.8, se muestran los resultados de cuatro de los ensayos de tracción uniaxial realizados, uno para cada velocidad de deformación considerada. En dicha figura se puede observar como el comportamiento del material en el rango de velocidades de deformación ensayadas es muy similar. En todos los casos se observa un predominante comportamiento plástico, y una disminución de la tensión después de sobrepasarse el comportamiento puramente elástico (“ablandamiento” característico del PC).

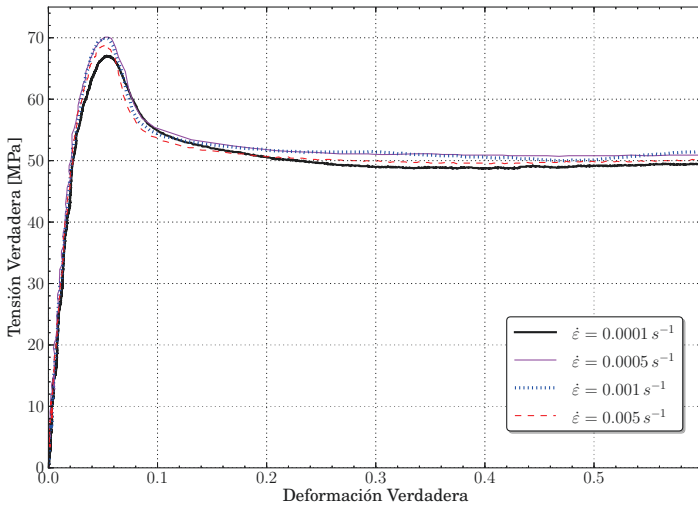


Figura 4.8. Curvas tensión-deformación obtenidas en los ensayos de caracterización

4.2.3. Ensayos de tracción dinámica

Metodología del ensayo

Para estos ensayos, se ha empleado una máquina Instron VHS de alta velocidad (ver Fig.4.9), la cual puede alcanzar unas velocidades máximas de desplazamiento de los cabezales comprendidas entre $1 \text{ m/s} \leq v_{cab} \leq 20 \text{ m/s}$.



Figura 4.9. Máquina Instron VHS de alta velocidad

El funcionamiento de la máquina Instron VHS se basa en el sistema de agarre denominado *Fast Jaw*. Dicho sistema se fundamenta en dos mordazas de agarre que se encuentran separadas al inicio del ensayo gracias a la acción de un par de cuñas angulares. En los primeros instantes, el actuador hidráulico comienza su movimiento descendente dejando que la probeta (el útil de tracción en este caso) pase libremente entre las mordazas. Alcanzada una posición determinada, las cuñas son golpeadas por un sistema de barras ajustables, liberando así la energía acumulada en cuatro tornillos pretensados, y causando que las mordazas sujeten la superficie de la probeta y apliquen la velocidad de carga deseada sobre ésta. Los detalles del funcionamiento de la máquina Instron VHS se pueden encontrar en el trabajo de Battams [114].

Resultados obtenidos

Se han realizado ensayos a dos velocidades de deformación: $\dot{\epsilon} = 20 \text{ s}^{-1}$ y $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$, que se corresponden con unas velocidades de desplazamiento del cabezal de 1 y 5 m/s respectivamente. Los resultados de estos ensayos, se presentan en la Fig.4.10, junto con las curvas correspondientes al modelo constitutivo empleado en esta Tesis (Ec.(3.1) para las mismas velocidades de deformación.

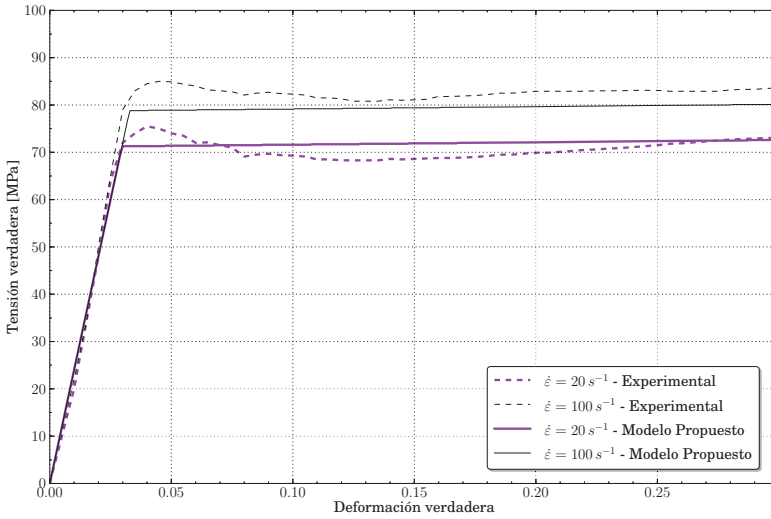


Figura 4.10. Curvas tensión-deformación obtenidas en los ensayos de tracción dinámica

Se observa que las diferencias entre los resultados experimentales y el modelo constitutivo empleado no son muy elevadas, obteniéndose unos errores máximos de aproximadamente un 10 % en los puntos de mayor diferencia entre ambos. Por lo tanto, se puede afirmar que el PC utilizado en [1] es muy similar al utilizado en los ensayos de flexión dinámica en tres puntos.

En la Fig.4.10 se puede comprobar como, aunque en los ensayos de tracción uniaxial realizados el “ablandamiento” post-plastificación observado es bastante pronunciado, dicha circunstancia se atenúa para velocidades de deformación elevadas, tal y como también corroboran los resultados experimentales obtenidos por Yu et al. [76] o los realizados por Cao et al. [115]. Por lo tanto, teniendo en cuenta que tanto los ensayos de calibración, como los de validación y el caso de aplicación real que se presentarán a continuación, llevan asociadas unas

velocidades de deformación medias-altas, el hecho de no tener en cuenta el “ablandamiento” post-plastificación puede considerarse una hipótesis simplificada adecuada, justificando el modelo constitutivo presentado en el capítulo 3 (representado gráficamente en la Fig.3.1).

4.3. Ensayos de calibración: impacto asimétrico en probeta plana con entalla simple [1]

Los ensayos experimentales elegidos para calibrar el modelo de daño propuesto, han sido los realizados por Ravi-Chandar et al. [1], los cuales consisten en el impacto asimétrico de un proyectil cilíndrico contra una probeta plana con entalla simple, ambos fabricados de PC. En la Fig.4.11 se muestra la configuración de dicho ensayo de forma esquemática.

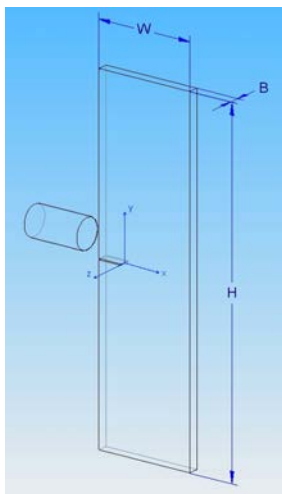


Figura 4.11. Representación esquemática del ensayo realizado por Ravi-Chandar et al. [1]

4.3.1. Descripción de probetas y proyectil

Para evaluar la transición frágil-dúctil en el modo de fallo, se utilizaron probetas planas de PC con entalla simple, de altura $H = 400 \text{ mm}$, ancho $W = 100 \text{ mm}$, espesor $B = 6 \text{ mm}$, y entalla de longitud $l = 12,7 \text{ mm}$ y ancho $w = 0,3 \text{ mm}$. El tamaño de la probeta fue determinado de forma que las ondas reflejadas en su contorno no alcanzaran el extremo de la entalla hasta pasado al

4.3. Ensayos de calibración: impacto asimétrico en probeta plana con entalla simple [1]

menos $100 \mu s$, de forma que durante ese tiempo, la única carga actuante en el extremo de la entalla fuera la debida al impacto del proyectil.

En lo que concierne al proyectil, se trata de un proyectil cilíndrico fabricado también en PC, cuyo diámetro es $d = 50 \text{ mm}$ y su longitud $L = 100 \text{ mm}$. Tanto la geometría de la probeta como la del proyectil se detallan en la Fig.4.12.

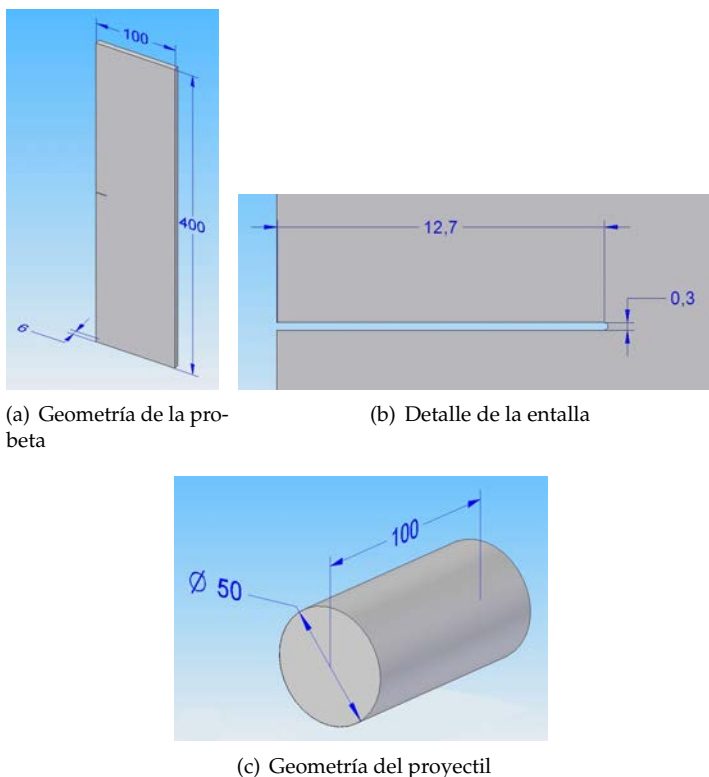


Figura 4.12. Geometría de probeta y proyectil utilizados por Ravi-Chandar et al. [1] (cotas en mm.)

4.3.2. Metodología del ensayo

Este ensayo es una variación del realizado por Kalthoff [10], que considera una única entalla en lugar de dos. La elección de una probeta con entalla simple, es debida a que con una única entalla se consigue que el extremo de la misma esté sometido a las cargas inducidas por el pulso incidente del impacto durante una mayor duración, evitando los efectos de las reflexiones de ondas producidas por la entalla vecina.

Este pulso incidente se consigue lanzando un proyectil cilíndrico de PC mediante un cañón de aire comprimido con capacidad para impactar entre 5 y 100 m/s . El alineamiento del proyectil con la probeta es crítico para la correcta interpretación de los resultados obtenidos, por este motivo, la probeta se coloca lo más cerca posible a la zona de salida del cañón. La velocidad de impacto se obtiene a partir de la secuencia de imágenes capturadas por una cámara de alta velocidad, capaz de almacenar 100.000 frames por segundo.

La probeta se dispone de forma tal que el proyectil impacte en su mitad superior, tal y como se representa en la Fig.4.11, considerando una altura de impacto (concepto definido en la Fig.4.13) nula ($h = 0\text{ mm}$).

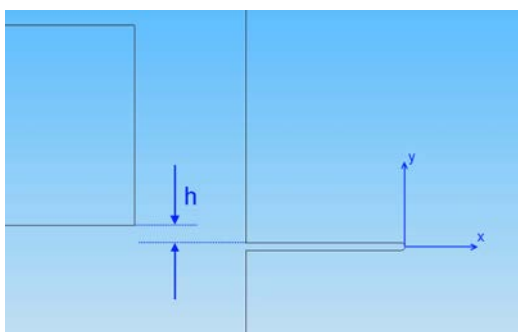


Figura 4.13. Definición del concepto: h = altura de impacto

En cuanto al método de sujeción de la probeta, no queda claramente especificado, aunque sí se determina que se impide el desplazamiento vertical en el extremo inferior de la misma, dejando libre el desplazamiento horizontal.

4.3.3. Resultados obtenidos

Los resultados presentados por Ravi-Chandar et al. [1] se recogen en la Fig.4.14. En dicha figura se observa la transición frágil-dúctil en el modo de fallo producida en el PC al aumentar la velocidad de impacto del proyectil, y por lo tanto la velocidad de deformación en la zona del extremo de la entalla. La conclusión alcanzada es que dicha transición se produce cuando la velocidad de impacto del proyectil es de aproximadamente 55 m/s , por debajo de la cual, se produce una fractura frágil del material por modo I, (Fig.4.14(a)). Para velocidades de impacto superiores a los 55 m/s , el modo de fallo que aparece es el de fractura dúctil (Fig.4.14(b)).

Es necesario destacar que en estos ensayos experimentales se consideró un único espesor de probeta, $B = 6\text{ mm}$, por lo que solo se pudo analizar la in-

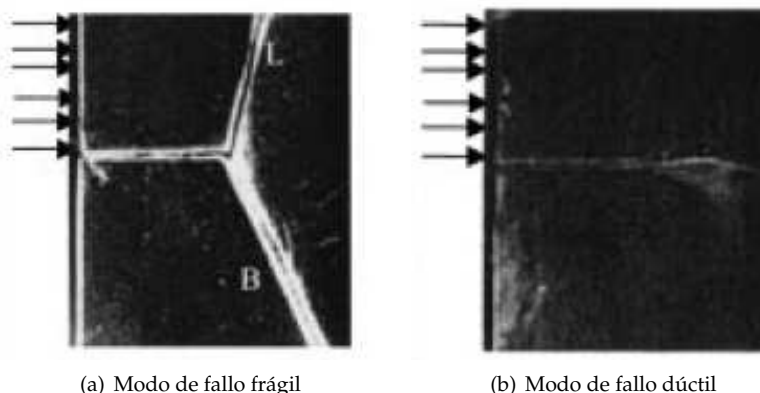


Figura 4.14. Resultados obtenidos por Ravi-Chandar et al. [1]

fluencia de la velocidad de deformación en el proceso de transición frágil-dúctil en el modo de fallo, y no la influencia del espesor de la probeta considerada.

Fractura frágil

Observando la Fig.4.14(a) se aprecian dos trayectorias de propagación de fisura, una en la zona inferior al impacto, señalada por la letra *B*, y otra en la zona superior, destacada con la letra *L*. La primera fisura en aparecer es la fisura *B*, que crece desde el extremo de la entalla estableciendo un ángulo con la horizontal de aproximadamente 70° . Esta primera fisura aparece antes de que se produzca la reflexión de las ondas de compresión en los bordes de la probeta, y se propaga hasta que estas ondas reflejadas alcanzan la zona del extremo de fisura, momento en el cual la propagación se detiene. La fisura *L* aparece instantes después, debido a la interacción que se produce entre las ondas reflejadas y el extremo de la entalla inicial, propagándose en dirección opuesta a la fisura *B*. Examinando la superficie de fractura, resulta evidente que las características observadas son propias de un modo I de deformación en PC.

Experimentalmente se ha determinado que el tiempo de inicio de la fisura *B* (primera en aparecer) es de aproximadamente unos $50 \mu s$ desde que se produce el contacto entre proyectil y probeta, mientras que el tiempo de inicio de la fisura *L* no se especifica.

Fractura dúctil

El modo de fractura dúctil aparece representado en la Fig.4.14(b). En este caso, se produce la aparición de una banda de cortadura que da lugar a un crecimiento de fisura desde el extremo de la entalla, hasta una distancia de aproximadamente 10 mm , instante en el cual la propagación se detiene; aunque en ningún momento se proporciona información referida al tiempo de inicio de la fisura desde que se produce el contacto entre probeta y proyectil. La dirección de propagación de la fisura para este modo de fractura, forma unos 10° aproximadamente con la horizontal. Esta transición en el modo de fallo observada en el PC es similar a las transiciones observadas por Kalthoff [10], Zhou et al. [14] y Mason et al. [17] en materiales metálicos.

4.4. Ensayos de validación: flexión dinámica en tres puntos

Para validar el modelo de daño propuesto en la presente Tesis Doctoral, se va a realizar un amplio programa experimental consistente en ensayos de flexión dinámica en tres puntos en probetas de PC entalladas. Para ello se utiliza una Barra Hopkinson modificada, que permite realizar ensayos de flexión en tres puntos alcanzando velocidades de deformación relativamente elevadas.

El objetivo de estos ensayos será deformar tanto en modo I como en modo mixto (considerando entalla excéntrica) probetas previamente entalladas, pretendiendo capturar la transición en el modo de fallo propia del material considerado. Se obtendrá el instante de tiempo en el que se produce el inicio de la propagación de la fisura en la probeta, y se analizará el proceso de propagación de la misma, calculando la velocidad y la dirección de propagación de ésta. Para verificar la robustez del modelo de daño implementado, se van a analizar diferentes espesores de probeta y posiciones de entalla.

4.4.1. Descripción de las probetas

Para la realización de los ensayos de flexión en tres puntos, se han empleado probetas entalladas de PC, que han sido obtenidas a partir de planchas de distintos espesores, mediante corte por chorro de agua.

Se han mecanizado probetas con distinto espesor y posición de entalla, cuya geometría (longitud L , canto W , espesor B , longitud inicial de entalla l , anchura de entalla w , excentricidad de la entalla d) se detalla en la Fig.4.15 .

Alguno parámetros, como el espesor de la probeta y la excentricidad de la entalla, pueden tomar distinto valor según el caso analizado, mientras que otros tienen un valor fijo (ver tabla 4.3):

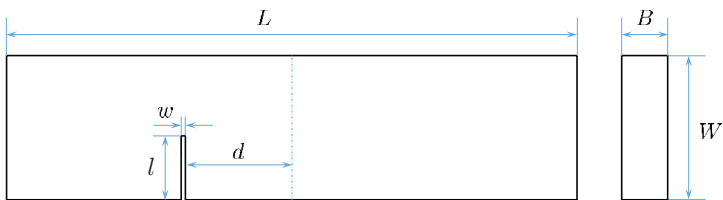


Figura 4.15. Geometría de las probetas utilizadas en los ensayos de flexión en tres puntos

- *Espesor de la probeta:* se han considerado tres valores de espesor diferentes: $B_1 = 5\text{ mm}$, $B_2 = 10\text{ mm}$ y $B_3 = 20\text{ mm}$.
- *Excentricidad de la entalla:* igualmente, se han considerado tres posiciones de entalla: $d_1 = 0\text{ mm}$, $d_2 = 15\text{ mm}$ y $d_3 = 30\text{ mm}$.

$L\text{ [mm]}$	$W\text{ [mm]}$	$l\text{ [mm]}$	$w\text{ [mm]}$
100	20	5	2

Tabla 4.3. Dimensiones fijas de las probetas utilizadas en los ensayos de validación

4.4.2. Metodología del ensayo

El dispositivo experimental utilizado para realización de los ensayos de flexión en tres puntos está basado en una modificación de la Barra Hopkinson [116], representada de manera esquemática en la Fig.4.16.

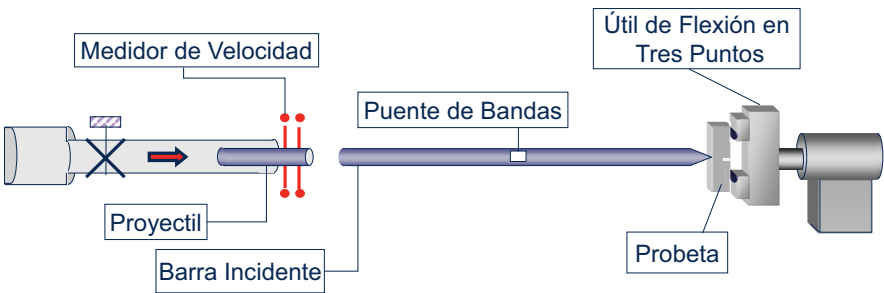


Figura 4.16. Representación esquemática del dispositivo experimental para ensayos de validación

4. Procedimiento experimental

Los elementos que configuran dicho dispositivo experimental son los siguientes:

Dispositivo de disparo

Consistente en un tubo de longitud $1,5\text{ m}$, en cuyo interior se encuentra un proyectil cilíndrico de 330 mm de longitud y 22 mm de diámetro, que desliza sin rozamiento impulsado por aire comprimido. La presión de aire proporcionada se puede controlar a través de una electroválvula de caudal regulable.

Medidor de velocidad

Formado por dos sensores láser que captan el paso del proyectil, calculando la velocidad del mismo.

Barra incidente

Recibe el impacto del proyectil, transmitiendo el pulso de compresión generado en el choque. La longitud de la barra incidente es de 1 m , y su diámetro de 22 mm , exactamente el mismo que el del proyectil. Ambos elementos están fabricados también en el mismo material, acero SAE 0-1, cuyas propiedades mecánicas y composición química se recogen en las tablas 4.4 y 4.5 respectivamente.

$E\text{ [GPa]}$	$\sigma_y\text{ [MPa]}$	$\sigma_R\text{ [MPa]}$	$Alarg.\text{ [%]}$
204	616,5	707,5	56

Tabla 4.4. Propiedades mecánicas del acero SAE 0-1

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W	Fe
0,75	0,25	0,50	0,50	0,33	—	0,25	0,60	96,82

Tabla 4.5. Composición química del acero SAE 0-1. Valores en %

El extremo de la barra que impacta con la probeta posee una variación geométrica, adoptando una forma similar a la nariz del martillo propio de un péndulo Charpy (EN10045/1, 1990), tal y como se puede comprobar en la Fig.4.17.

Con el objetivo de calibrar el modelo numérico realizado, y que será desarrollado en el capítulo 5, se realizaron ensayos en vacío con la barra instrumentada,



Figura 4.17. Extremo de la barra incidente modificada

colocando 4 bandas extensométricas de $350\ \Omega$ (VISHAY, tipo CEA-06-125UN-350) en el punto medio de la misma, configuradas en puente de Wheatstone completo.

Útil de flexión en tres puntos

La sujeción y posicionamiento de la probeta se realiza con un útil de flexión en tres puntos de acero F125 [116], que aprovecha sus adecuadas propiedades ante fatiga e impacto.

En la Fig.4.18 se muestra el útil utilizado con la probeta posicionada, apoyada sobre dos rodillos de diámetro $10\ mm$ separados $80\ mm$ entre sí. Dispone además de un sistema de tornillos y resortes que permiten sujetar las probetas en posición vertical, ya que debido a la configuración del dispositivo global (tal y como se muestra en la Fig.4.16), ésta va a ser la posición en la que es necesario colocar las probetas ensayadas.



Figura 4.18. Útil de flexión en tres puntos utilizado en los ensayos de Barra Hopkinson modificada

Sistema de iluminación y adquisición de imágenes

La obtención de información en este tipo de ensayos, se ha realizado mediante técnicas de fotografía de alta velocidad, lo cual requiere el empleo de equipos de iluminación y adquisición de imágenes específicos adecuados a la velocidad característica del ensayo.

Dada la elevada velocidad a la cual puede propagarse una fisura en este tipo de materiales durante el ensayo, se han utilizado 2 cámaras digitales monocromo de alta velocidad, *PHOTRON FASTCAM SA-Z* (ver Fig.4.19), capaces de adquirir hasta 2.1 millones de imágenes por segundo y obtener secuencias de imágenes completas del proceso de fractura.



Figura 4.19. Cámara Photron Fastcam SA-Z

Estas cámaras, que actúan de manera sincronizada, se disponen de manera tal y como se muestra en la Fig.4.20).

En dicha imagen se aprecia que:

- la *cámara 1* enfoca la zona próxima al extremo de la entalla en dirección oblicua a la misma, permitiendo detectar el instante en el que comienza a crecer el daño en el interior de la probeta (ver Fig.4.21(a)).
- la *cámara 2* enfoca de manera perpendicular a la probeta, engloba al punto de contacto entra barra incidente y probeta, así como la entalla de la misma. Se encarga de registrar el avance de la fisura durante el ensayo (ver Fig.4.21(b)).

El tamaño de la ventana de grabado de las cámaras depende de la posición de la entalla, procurando que en la misma imagen aparezcan tanto el punto de contacto de la barra incidente con la probeta, como el extremo de la entalla. Así mismo, el tamaño de la ventana debe ser lo suficientemente grande como para grabar el proceso de propagación de la fisura, y calcular la velocidad de propagación de la misma.

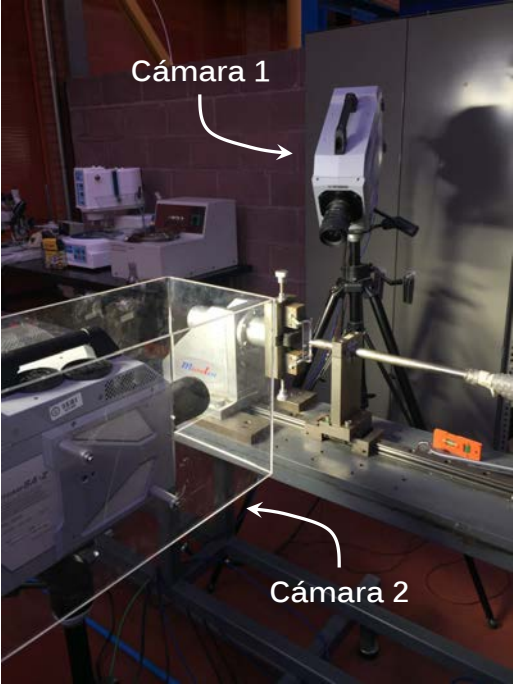
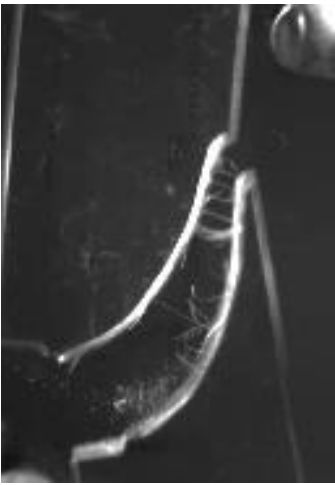


Figura 4.20. Sistema de iluminación y adquisición de imágenes



(a) Imagen tomada por la cámara 1



(b) Imagen tomada por la cámara 2

Figura 4.21. Ejemplos de las imágenes tomadas por las cámaras de alta velocidad

Para iluminar de manera adecuada las probetas ensayadas se ha utilizado un sistema de focos *HV-VISION* de tecnología LED (Fig. 4.22), capaces de iluminar la probeta a máxima intensidad durante un breve periodo de tiempo sin calentarla. La sincronización de los focos con el ensayo se realiza mediante un *trigger* automático asociado al disparador de la barra.



Figura 4.22. Sistema de focos

4.4.3. Resultados obtenidos

Tal y como se ha comentado, se han considerado tres espesores diferentes de probeta, tres posiciones de entalla y tres velocidades de impacto, realizando un mínimo de tres repeticiones por ensayo, finalizando este bloque de la campaña experimental con aproximadamente 90 ensayos en total.

A la hora de identificar las diferentes probetas, se ha determinado una nomenclatura en la que se hace referencia al espesor de la misma B , a la posición de la entalla d , a la presión a la cual se ha realizado el ensayo P , y al número de probeta N , lo cual se muestra de forma esquemática en la Fig.4.23. De esta forma, si se quiere hacer referencia a la probeta número 3 de espesor 10 mm, con entalla centrada y ensayada a una presión de 2 bar, su identificación será: $B10d0P2N3$. Si, por el contrario, es necesario referirse de forma genérica a todas las probetas cuya entalla se encuentra a 30 mm del centro, con independencia de su espesor y de la presión del ensayo, se identificarán como: $d30$.

La velocidad de propagación de fisura se ha calculado a partir de la longitud

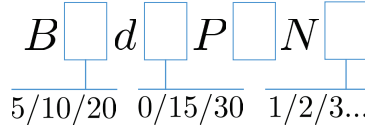


Figura 4.23. Nomenclatura utilizada para designar las probetas en los ensayos de flexión en tres puntos

de la misma en cada instante de tiempo. Para ello, se han obtenido, en cada fotograma, las coordenadas del extremo de fisura y la coordenada horizontal del punto correspondiente al extremo del labio superior de la entalla, el cual se tomará como punto de referencia, tal y como se muestra en la Fig.4.24.

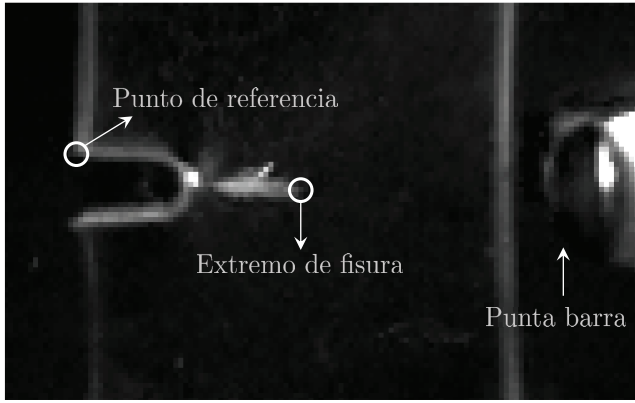


Figura 4.24. Puntos de referencia para el cálculo de la longitud de fisura

De esta forma, se pretende tener en cuenta que a la vez que la fisura se propaga, la zona de la probeta que rodea al extremo de la misma también sufre un desplazamiento horizontal debido al impacto. Así, la distancia horizontal real que se ha propagado la fisura en el intervalo entre dos imágenes consecutivas (i e $i + 1$), se calcula como:

$$\Delta u_{i+1} = |x_{i+1} - x_i|_{\text{extremo fisura}} - |x_{i+1} - x_i|_{\text{pto. referencia}} \quad (4.1)$$

De esta forma, se considera únicamente el desplazamiento horizontal del punto de referencia debido al movimiento de traslación de la probeta como sólido rígido, despreciando el desplazamiento horizontal de dicho punto debido a la rotación que sufre el labio superior de la entalla por la flexión de la probeta. En la secuencia de imágenes mostrada en la Fig.4.25, se puede comprobar

como la rotación del labio superior de la entalla debida a la flexión de la probeta es prácticamente inapreciable, por lo que la decisión de despreciar el desplazamiento horizontal del punto de referencia debido a dicha flexión puede considerarse válida.

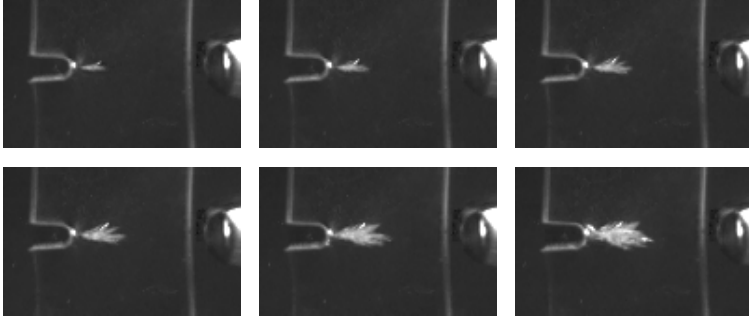


Figura 4.25. Secuencia de imágenes obtenidas durante el proceso de fractura

En cuanto a la distancia que se propaga el frente de fisura en dirección vertical, se calculará según la expresión:

$$\Delta v_{i+1} = |y_{i+1} - y_i|_{\text{extremo fisura}} \quad (4.2)$$

sin tener en cuenta, en este caso, la posición del punto de referencia, ya que la probeta no se desplaza verticalmente durante el impacto.

Finalmente, el incremento de longitud total de la fisura se calcula, teniendo en cuenta las Ecs.(4.1) y (4.2), como:

$$\Delta a_{i+1} = \sqrt{(\Delta u_{i+1})^2 + (\Delta v_{i+1})^2} \quad (4.3)$$

pudiéndose obtener así, un registro de la longitud total de fisura en cada instante de tiempo, $a(t)$, sumando los correspondientes incrementos.

El último paso, es obtener la velocidad de propagación en cada instante de tiempo, la cual se ha calculado como:

$$\dot{a}(t) = \frac{a(t + \Delta t) - a(t - \Delta t)}{2\Delta t} \quad (4.4)$$

donde Δt es el intervalo entre dos imágenes consecutivas. El valor de velocidad de propagación para cada ensayo concreto, \dot{a} , se obtendrá promediando los valores proporcionados por la Ec.(4.4) a lo largo de todo el proceso de propagación.

Influencia del espesor

A continuación se presentan los resultados obtenidos para cada espesor de probeta considerado, analizándose el modo de fallo observado, el tiempo transcurrido entre el contacto y el inicio de rotura, y la evolución de la fisura generada, en términos de su longitud y su velocidad de propagación. Es importante aclarar que las probetas con mayor excentricidad de entalla, tipo $d30$, no llegan a romper para ninguno de los espesores ni velocidades de impacto analizados. Por este motivo, en los resultados expuestos a continuación, no se recoge ningún dato en referencia a probetas de este tipo.

Probetas de menor espesor: Todas las probetas de espesor $B = 5\text{ mm}$ sufren fractura de tipo dúctil, independientemente de la posición de la entalla y de la velocidad de impacto. En la Fig.4.26 se pueden observar dos probetas de tipo $B5$ ensayadas, y se puede comprobar como la superficie de fractura presenta características típicas de una rotura dúctil, produciéndose un estrechamiento del espesor debido a la deformación plástica, y apareciendo los diferentes frentes de fisura que se van originando a medida que la fisura avanza. Como se puede apreciar en uno de los ejemplos mostrados en la Fig.4.26(b), han habido probetas en las que la fisura no ha atravesado del todo el ancho de las mismas, deteniéndose en un punto cercano a la zona de contacto entre probeta y barra incidente.

Las presiones a las cuales se ha lanzado el proyectil para las probetas de este espesor han sido: $P_1 = 1\text{ bar}$, $P_2 = 1,5\text{ bar}$ y $P_3 = 1,75\text{ bar}$. Las velocidades alcanzadas por el proyectil en cada uno de los ensayos realizados se recogen en la tabla 4.6, pudiéndose observar que existen pequeñas oscilaciones para un mismo valor de presión.

Tal y como se ha comentado anteriormente, para cada ensayo se han calculado tanto la longitud de la entalla en función del tiempo $a(t)$, como su velocidad $\dot{a}(t)$. A modo de ejemplo, se muestran en las Figs.4.27(a) y 4.27(b), los resultados obtenidos para una probeta cuyo comportamiento es representativo del resto de probetas ensayadas, en concreto se trata de la probeta $B5d0P1N3$. La velocidad de propagación crítica de Rayleigh C_R , que establece un límite superior teórico para la velocidad de propagación de fisuras en sólidos, es de aproximadamente $C_R = 1000\text{ m/s}$ para el PC [117], valor que no llega a superarse en ninguno de los ensayos realizados.

En el caso concreto de la probeta $B5d0P1N3$, el valor promedio de los representados en la Fig.4.27(b), es de $\dot{a} = 1588,01\text{ mm/s}$. Se trata de una velocidad de propagación bastante baja, propia del modo de fractura dúctil, si se compara

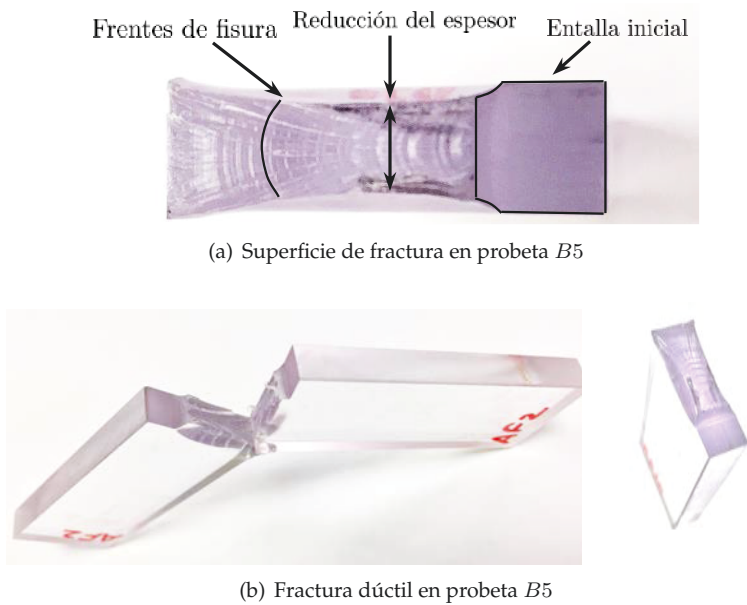
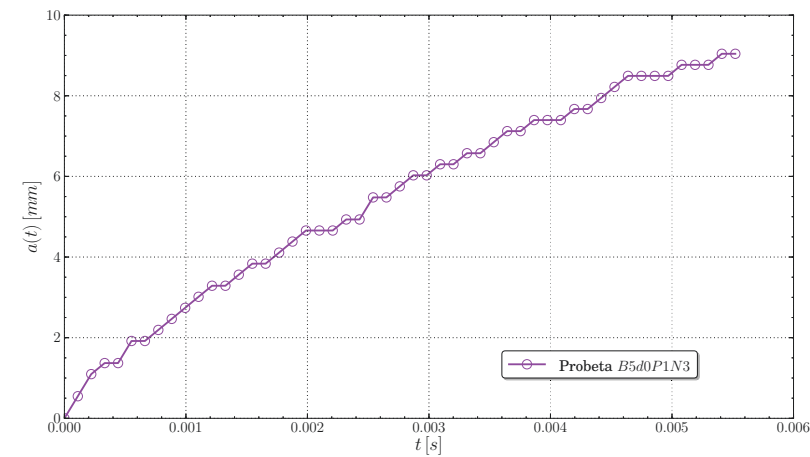


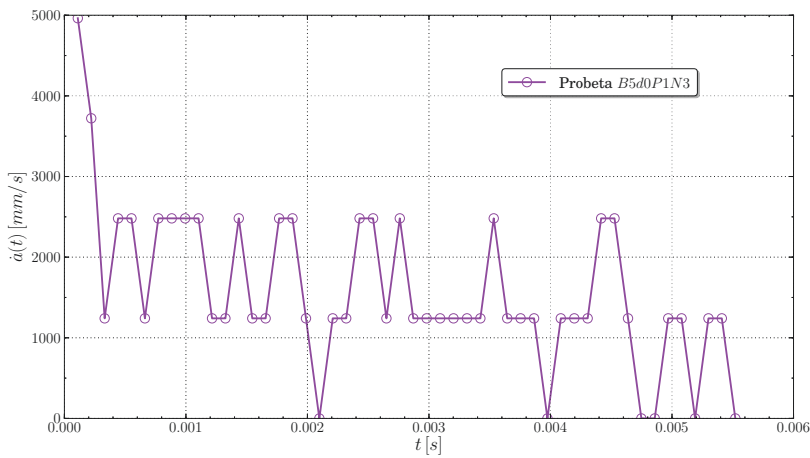
Figura 4.26. Ejemplos de probetas B5 ensayadas

	$P_1 = 1\text{ bar}$	$P_2 = 1,5\text{ bar}$	$P_3 = 1,75\text{ bar}$
$B5d0$	10,82	14,11	15,20
	10,64	14,03	15,13
	10,74	14,10	14,90
	$10,73 \pm 0,09$	$14,08 \pm 0,04$	$15,08 \pm 0,16$
$B5d15$	9,50	13,05	15,25
	10,10	13,30	15,40
	9,98	13,30	15,37
	$9,86 \pm 0,32$	$13,22 \pm 0,14$	$15,34 \pm 0,08$

Tabla 4.6. Velocidades de impacto alcanzadas por el proyectil (m/s) en probetas B5



(a) Longitud de fisura frente al tiempo

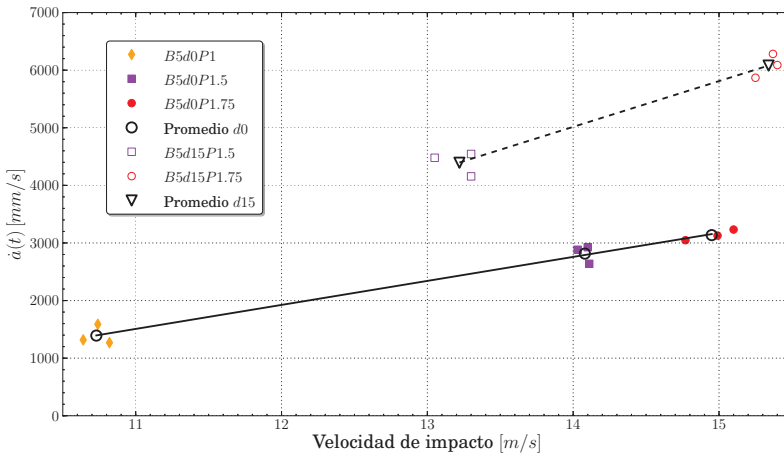


(b) Velocidad de propagación de fisura frente al tiempo

Figura 4.27. Longitud y velocidad de propagación de fisura en probeta tipo B5d0P1N3 - Rotura dúctil

con la velocidad que se obtiene en las probetas que sufren un modo de fallo frágil (como se verá más adelante).

En la Fig.4.28, se muestran las velocidades de propagación obtenidas en función de la velocidad de impacto, para las probetas de tipo *B5d0* y las de tipo *B5d15*. En dicha gráfica, se muestran los valores obtenidos para cada ensayo, así como los valores promedio correspondientes a una misma presión de lanzamiento del proyectil. Todos estos resultados son los que se recogen en la tabla 4.7. Se puede observar como a medida que aumenta la velocidad del impacto, la velocidad de propagación de fisura también se vuelve más elevada, tanto en las probetas tipo *B5d0* como en las *B5d15*, debido al aumento de energía proporcionada a la probeta como resultado del aumento en la energía cinética del proyectil.



4. Procedimiento experimental

Para proporcionar una posible explicación a esta diferencia observada experimentalmente, es necesario tener en cuenta que en las probetas con entalla centrada, la zona por la que propaga la fisura se encuentra más próxima al punto de impacto. En los casos de fractura dúctil, además, se producen sucesivos choques de la barra incidente contra la probeta durante el proceso de propagación de la fisura, debido al tiempo que esta tarda en propagarse y al fenómeno de propagación de ondas a lo largo de la barra. Debido a esto, las sucesivas ondas de choque generadas desde el punto de impacto alcanzan antes el frente de fisura en las probetas de tipo *B5d0* que en las de tipo *B5d15*, ralentizando por lo tanto su avance, y provocando así que la velocidad de propagación de fisura sea mayor en el caso de entalla excéntrica.

	$P_1 = 1 \text{ bar}$	$P_2 = 1,5 \text{ bar}$	$P_3 = 1,75 \text{ bar}$
<i>B5d0</i>	1269,45	2637,54	3232,78
	1317,13	2881,72	3047,57
	1588,01	2927,09	3128,32
	1391,53 ± 171,82	2815,45 ± 155,73	3136,22 ± 92,86
<i>B5d15</i>	—	4479,48	5867,71
	—	4155,67	6089,08
	—	4544,56	6281,98
	No rompen	4393,24 ± 208,29	6079,59 ± 207,30

Tabla 4.7. Velocidades de propagación de fisura (*mm/s*) en probetas *B5*

Con respecto al tiempo transcurrido entre el contacto de la barra incidente con la probeta, y el inicio de la fractura de la misma, en la tabla 4.8 se recogen los resultados obtenidos. Lógicamente, a medida que la presión aumenta (y con ello la velocidad de impacto), el tiempo transcurrido entre el contacto y la rotura disminuye, tanto para las probetas de tipo *d0* como las de tipo *d15*.

Además se puede comprobar que para una misma presión, la rotura tarda más en iniciarse en las probetas con entalla excéntrica, debido a que el frente de ondas producido por el impacto debe recorrer una distancia mayor hasta llegar el extremo de la entalla y generarse así la fractura correspondiente.

Probetas de mayor espesor: Se van a analizar ahora los resultados obtenidos en probetas de espesor $B = 20 \text{ mm}$, dejando las de espesor intermedio para el final. Para las probetas de tipo *B20*, las presiones a las que se ha lanzado el proyectil han sido: $P_1 = 1,75 \text{ bar}$, $P_2 = 2,25 \text{ bar}$ y $P_3 = 2,5 \text{ bar}$, y el modo

4.4. Ensayos de validación: flexión dinámica en tres puntos

	$P_1 = 1 \text{ bar}$	$P_2 = 1,5 \text{ bar}$	$P_3 = 1,75 \text{ bar}$
$B5d0$	2480	1620	1610
	2600	1640	1610
	2260	1650	1640
	2450 ± 172	1640 ± 15	1620 ± 17
$B5d15$	—	2740	2200
	—	2860	2160
	—	2800	2200
	No rompen	2800 ± 60	2190 ± 23

Tabla 4.8. Tiempos de inicio de rotura (μs) en probetas $B5$

de fallo observado para todas ellas, independientemente de la posición de la entalla, ha sido siempre de tipo frágil. Las velocidades de impacto del proyectil, en función de la presión establecida en cada ensayo, se recogen en la tabla 4.9.

	$P_1 = 1,75 \text{ bar}$	$P_2 = 2,25 \text{ bar}$	$P_3 = 2,5 \text{ bar}$
$B20d0$	15,50	17,90	19,60
	15,62	17,60	19,70
	16,10	17,60	19,80
	$15,74 \pm 0,32$	$17,7 \pm 0,17$	$19,7 \pm 0,10$
$B20d15$	15,17	17,70	19,74
	15,30	18,20	19,84
	15,30	18,15	19,10
	$15,26 \pm 0,08$	$18,02 \pm 0,28$	$19,56 \pm 0,40$

Tabla 4.9. Velocidades de impacto alcanzadas por el proyectil (m/s) en probetas $B20$

En la Fig.4.29 se muestran dos probetas ensayadas de tipo $B20$, la primera con entalla centrada, y la segunda con entalla excéntrica. Observando la superficie de fractura de ambas, se puede comprobar como la fractura se inicia en la zona central de la entalla, propagándose posteriormente a lo largo del espesor hacia las superficies libres y cara posterior de la probeta, tal y como aparece señalado en la Fig.4.29(a). Además, en estos casos de fractura frágil, no se aprecia reducción del espesor debido a deformaciones plásticas, ya que estas son prácticamente inexistentes a lo largo de la superficie de fractura; ni

4. Procedimiento experimental

tampoco los frentes de fisura que aparecían en los casos de fractura dúctil, ya que esta propaga sin detenerse.

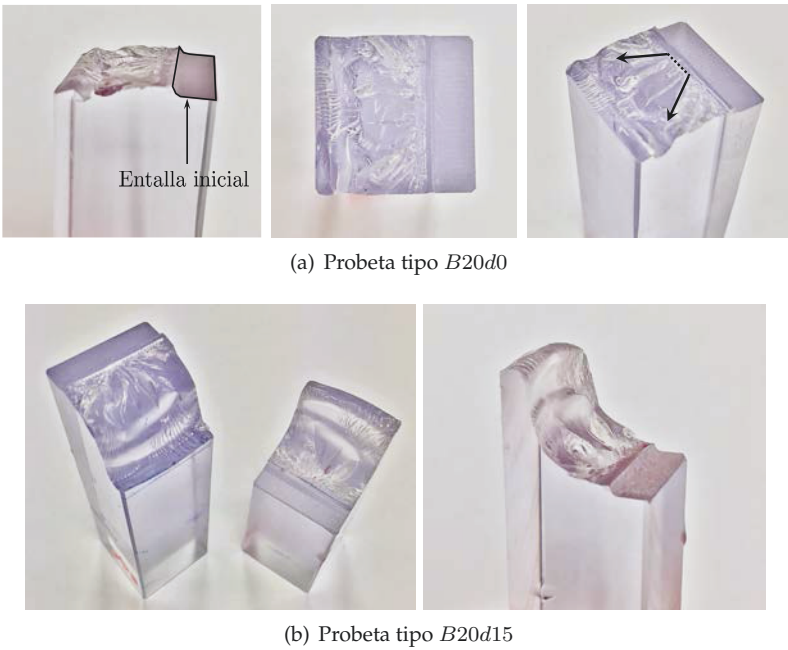


Figura 4.29. Ejemplos de probetas *B20* ensayadas

En los resultados obtenidos de las cámaras de alta velocidad, se puede comprobar, tal y como se recoge en la Fig.4.30, que la fractura no se inicia en el borde de la entalla, sino que se produce a una determinada distancia hacia el interior de la misma, hecho característico del modo de fractura frágil, y que ha sido observado también por otros autores [23].



Figura 4.30. Punto de inicio de fractura en el modo de fallo frágil

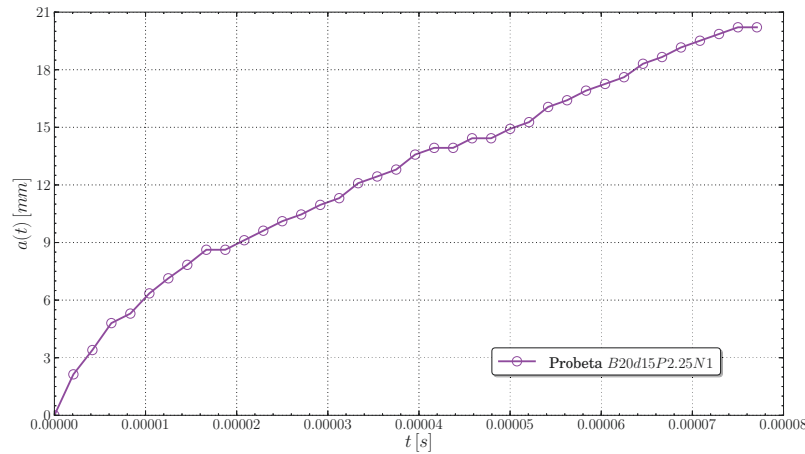
En la tabla 4.10 se resumen los valores promedio de las distancias a las que se produce el inicio de la fractura frágil, medidas desde el extremo de la entalla. Los resultados obtenidos no muestran una tendencia clara en cuanto a la relación entre dicha distancia y las velocidades de impacto o la excentricidad de la entalla. Por otro lado, algunos autores [20, 23] han establecido una relación con el radio de la entalla inicial existente. En esta Tesis se ha considerado el mismo radio inicial para todos los casos, por lo que no se ha podido verificar dicha dependencia.

	$P_1 = 1,75 \text{ bar}$	$P_2 = 2,25 \text{ bar}$	$P_3 = 2,5 \text{ bar}$
$B20d0$	$1,4 \pm 0,3$	$1,2 \pm 0,2$	$0,8 \pm 0,3$
$B20d15$	$1,2 \pm 0,2$	$1,4 \pm 0,2$	$1,1 \pm 0,3$

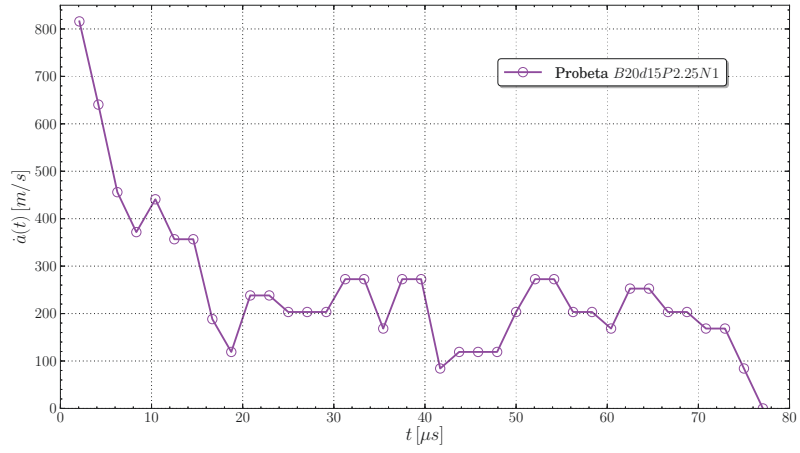
Tabla 4.10. Distancias de inicio de fractura frágil (mm), medidas desde el extremo de entalla en probetas $B20$

Al igual que en el caso de las probetas de menor espesor, se van a mostrar a modo de ejemplo (ver Fig.4.31) los resultados obtenidos para una probeta representativa ($B20d15P2,25N1$), en cuanto a la longitud de fisura $a(t)$ y velocidad de propagación de la misma $\dot{a}(t)$ frente al tiempo.

Si se comparan los resultados mostrados en la Fig.4.31, con los de la Fig.4.27 correspondientes a un caso de fractura dúctil, se puede observar como las velocidades de propagación alcanzadas en el modo de fallo frágil son dos órdenes de magnitud mayores, sin llegar a superar la velocidad de propagación crítica de Rayleigh ($C_R = 1000 \text{ m/s}$) en ningún caso. En concreto, el valor de velocidad de propagación promedio del ejemplo mostrado en la Fig.4.31(b), es de $\dot{a} = 248,33 \text{ m/s}$.



(a) Longitud de fisura frente al tiempo



(b) Velocidad de propagación de fisura frente al tiempo

Figura 4.31. Longitud y velocidad de propagación de fisura en probeta tipo B20d15P2,25N1 - Rotura frágil

Los valores de velocidad de propagación de fisura obtenidos en todos los ensayos realizados sobre probetas de tipo *B20* se recogen en la tabla 4.11, y se representan gráficamente en la Fig.4.32.

	$P_1 = 1,75 \text{ bar}$	$P_2 = 2,25 \text{ bar}$	$P_3 = 2,5 \text{ bar}$
<i>B20d0</i>	226,14	282,26	270,49
	247,03	265,88	291,40
	269,03	270,02	253,57
	247,40 ± 21,45	272,72 ± 8,51	271,82 ± 18,95
<i>B20d15</i>	250,61	248,33	235,79
	236,80	248,45	231,55
	266,71	231,17	245,81
	251,37 ± 14,97	242,65 ± 9,94	237,72 ± 7,32

Tabla 4.11. Velocidades de propagación de fisura (*m/s*) en probetas *B20*

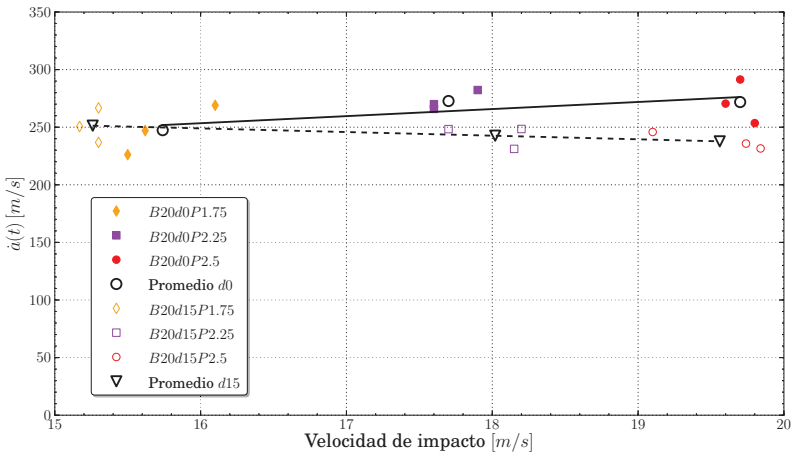


Figura 4.32. Velocidades de propagación de fisura en probetas *B20* en función de la velocidad de impacto del proyectil

Al contrario de lo que ocurriría con las probetas de menor espesor, en el caso de las probetas de tipo *B20* no existe una tendencia clara en cuanto a la relación entre la velocidad de impacto y la velocidad de propagación de fisura. En las probetas con entalla centrada parece que la velocidad de propagación aumenta

4. Procedimiento experimental

con la velocidad de impacto, aunque la variación es de apenas un 9 %; mientras que en las probetas con entalla excéntrica la tendencia se invierte, observándose una ligera disminución de la velocidad de propagación (de aproximadamente un 5 %) al aumentar la velocidad de impacto. Debido a que estas variaciones son tan reducidas, se podría considerar cierta independencia entre velocidad de impacto y velocidad de propagación para el modo de fallo frágil, al menos en el rango de valores analizados, siendo recomendable realizar más ensayos ampliando el rango de velocidades de impacto para poder verificar dicha afirmación.

Tampoco se encuentran grandes diferencias al comparar las dos posiciones de entalla consideradas, obteniéndose en este caso unos valores de velocidad de propagación ligeramente superiores (en torno al 12 % en el punto de mayor diferencia entre ambas) para el caso de entalla centrada.

	$P_1 = 1,75 \text{ bar}$	$P_2 = 2,25 \text{ bar}$	$P_3 = 2,5 \text{ bar}$
$B20d0$	540	200	170
	510	200	220
	480	190	160
	510 ± 30	197 ± 6	183 ± 32
$B20d15$	560	220	190
	540	230	180
	540	200	200
	547 ± 12	217 ± 15	190 ± 10

Tabla 4.12. Tiempos de inicio de rotura (μs) en probetas $B20$

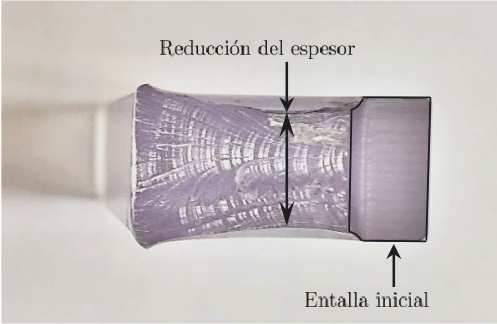
Analizando ahora el tiempo transcurrido entre el instante de contacto hasta el inicio de rotura, puede observarse en la tabla 4.12 que dichos tiempos son menores a medida que la velocidad de impacto aumenta, al igual que ocurría para las probetas de tipo $B5$. En su conjunto, todos ellos son significativamente menores a los que se obtuvieron para el modo de fallo dúctil observado en estas últimas. Además, cuando la rotura producida es de tipo frágil, las diferencias observadas al comparar las dos posiciones de entalla son mínimas, no tratándose por lo tanto de un factor decisivo a la hora de determinar el instante de inicio del fallo.

Probetas de espesor intermedio: En el caso de probetas con espesor $B = 10\text{ mm}$, las presiones a las que se ha impulsado el proyectil han sido: $P_1 = 1,5\text{ bar}$, $P_2 = 1,75\text{ bar}$ y $P_3 = 2,25\text{ bar}$, dando lugar a las velocidades de impacto del proyectil recogidas en la tabla 4.13.

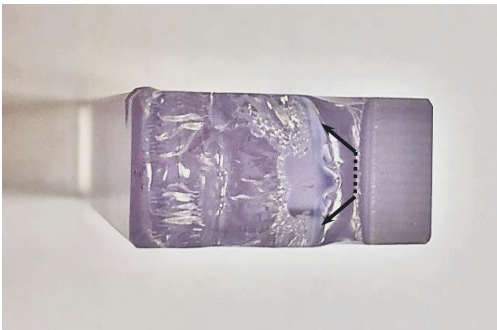
	$P_1 = 1,5\text{ bar}$	$P_2 = 1,75\text{ bar}$	$P_3 = 2,25\text{ bar}$
$B10d0$	13,77	15,40	17,92
	14,52	15,00	18,00
	14,30	15,27	18,20
	—	—	17,50
	—	—	18,00
	$14,20 \pm 0,39$	$15,22 \pm 0,20$	$17,92 \pm 0,26$
$B10d15$	—	15,30	17,54
	—	15,70	17,60
	—	15,80	17,70
	No rompen	$15,60 \pm 0,26$	$17,61 \pm 0,08$

Tabla 4.13. Velocidades de impacto alcanzadas por el proyectil (m/s) en probetas $B10$

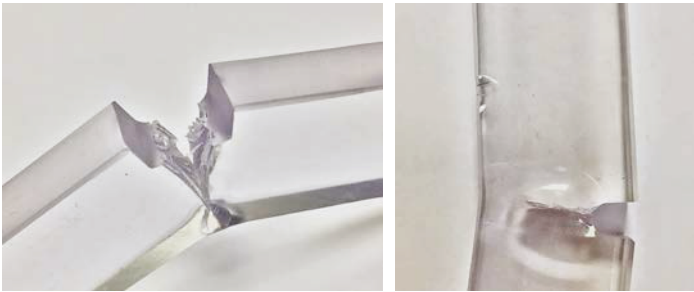
El modo de fallo predominante para este espesor ha sido el de fractura dúctil, produciéndose una fractura de tipo frágil únicamente para la mayor de las velocidades de impacto consideradas, y en probetas con entalla centrada. Concretamente, para los correspondientes valores de presión y de excentricidad de entalla se han ensayado cinco probetas, tres de las cuales han roto de manera dúctil, y dos de manera frágil. En la Fig.4.33 se muestran dos de estas probetas, la primera de las cuales (Fig.4.33(a)) ha sufrido una fractura de tipo dúctil a una velocidad de impacto de 18 m/s ; y la segunda (Fig.4.33(b)), que ha roto según un modo de fallo frágil a la misma velocidad de impacto. Se puede observar como, tanto para el caso de fractura dúctil, como para el de fractura frágil, las características observadas en las correspondientes superficies de fractura son comunes a las descritas en los casos de probetas tipo $B5$ y $B20$ respectivamente.



(a) Superficie de fractura en probeta *B10* con modo de fallo dúctil



(b) Superficie de fractura en probeta *B10* con modo de fallo frágil



(c) Fractura dúctil en probeta *B10*

Figura 4.33. Ejemplos de probetas *B10* ensayadas

En la tabla 4.14 se recogen las velocidades de propagación de fisura para aquellas probetas de tipo *B10* cuyo modo de fallo ha sido de tipo dúctil, valores que se representan también gráficamente en la Fig.4.34.

	$P_1 = 1,5\text{ bar}$	$P_2 = 1,75\text{ bar}$	$P_3 = 2,25\text{ bar}$
$B10d0$	1977,95	2528,98	3401,95
	1893,12	2153,99	3420,12
	1905,62	2312,57	3308,72
	1925,56 ± 45,80	2331,85 ± 188,24	3376,93 ± 59,77
$B10d15$	—	3221,34	3668,36
	—	3105,81	3798,99
	—	3332,13	3357,94
	No rompen	3219,76 ± 113,17	3608,43 ± 226,55

Tabla 4.14. Velocidades de propagación de fisura (mm/s) en probetas $B10$ con modo de fallo dúctil

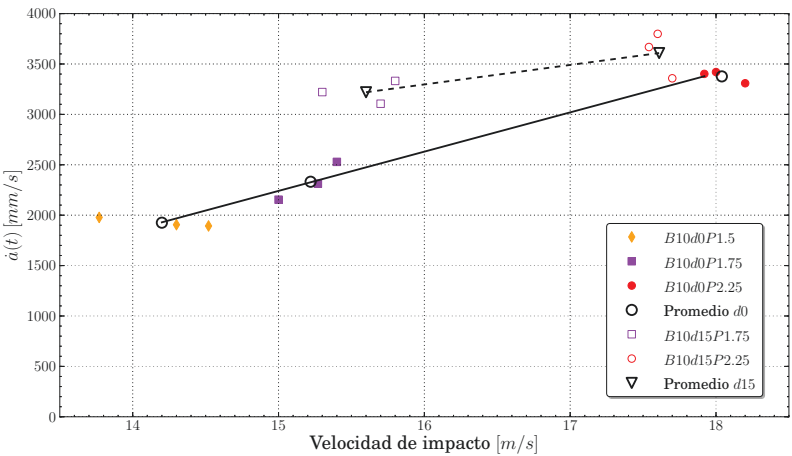


Figura 4.34. Velocidades de propagación de fisura en probetas $B10$ con modo de fallo dúctil, en función de la velocidad de impacto del proyectil

4. Procedimiento experimental

Al igual que ocurría para las probetas de tipo *B5*, la velocidad de propagación de fisura aumenta considerablemente para mayores velocidades de impacto, sobre todo en las probetas con entalla centrada. Además, también se cumple que para una misma velocidad de impacto, las probetas de tipo *B10d15* presentan mayores velocidades de propagación de fisura que las de tipo *B10d0*.

En cuanto a las dos probetas que han roto según un modo de fractura frágil, sus velocidades de propagación de fisura que se recogen en la tabla 4.15.

$P_3 = 2,25 \text{ bar}$	
$B10d0$	358,655
	331,350
	$345,002 \pm 19,307$

Tabla 4.15. Velocidades de propagación de fisura (*m/s*) en probetas *B10* con modo de fallo frágil

Como en los anteriores espesores analizados, se proporciona el tiempo transcurrido desde el contacto entre barra incidente y probeta, hasta que se inicia la fractura. Los valores correspondientes a las probetas de tipo *B10* se recogen en la tabla 4.16. Las conclusiones en cuanto a estos valores, son equivalentes a las obtenidas para las probetas de tipo *B5* y *B20*.

$P_1 = 1,5 \text{ bar}$		$P_2 = 1,75 \text{ bar}$	$P_3 = 2,25 \text{ bar}$
$B10d0 _{duct}$	1800	1760	1200
	1700	1650	1200
	1670	1640	1260
	1723 ± 68	1683 ± 67	1220 ± 35
$B10d0 _{frag}$	—	—	570
	—	—	580
	—	—	575 ± 7
$B10d15$	—	2840	2100
	—	2360	2170
	—	2300	2090
	No rompen	2500 ± 296	2120 ± 44

Tabla 4.16. Tiempos de inicio de rotura (μs) en probetas *B10*

Análisis de resultados

En esta última sección correspondiente al capítulo dedicado al procedimiento experimental, se van a presentar las conclusiones obtenidas de los ensayos de validación realizados.

En primer lugar, parece claro afirmar que existe una transición en el modo de fallo en función del espesor de las probetas analizadas. Para las probetas de tipo *B20*, de mayor espesor, se ha obtenido para todas las velocidades de impacto ensayadas, e independientemente de la posición de la entalla, un modo de fractura frágil. Por el contrario, para las probetas de tipo *B5*, las de menor espesor, el modo de fallo observado ha sido de tipo dúctil, también con independencia de la velocidad del impacto y de la excentricidad de la entalla inicial. A consecuencia de esto, debe existir un valor de espesor crítico B^* , que establezca la frontera entre los dos modos de fallo observados, debiendo encontrarse aproximadamente en torno a los 10 mm , ya que para dicho espesor ya se observaron ambos modos de fractura en probetas de idéntica geometría y para la misma velocidad de impacto.

$$B^* \simeq 10\text{ mm} \quad (4.5)$$

Comparando la morfología de probetas cuya fractura ha sido debida a modos de fallo diferentes, se observa (ver Figs.4.26(a) y 4.33(a)) como los casos de fractura dúctil llevan asociada una reducción considerable del espesor debido al efecto Poisson y a las elevadas deformaciones plásticas producidas en torno a la superficie de fractura, y muestran además los denominados frentes de fisura en su superficie, debido al avance intermitente de la fisura durante su proceso de propagación. En cuanto a la morfología de las probetas con fractura frágil, se ha comprobado como el inicio del fallo se produce en el plano de simetría, y se propaga a lo largo del espesor hacia las superficies libres (ver Figs.4.29(a) y 4.33(b)), dando lugar además a superficies de fractura más lisas.

Además, atendiendo a los valores de velocidad de propagación de fisura y de tiempo de inicio de fractura, se ha observado que la rotura se genera antes en los casos de fractura frágil, y que las velocidades de propagación en estos casos son tres órdenes de magnitud superiores a las correspondientes al modo de fractura dúctil.

Centrando el análisis en las probetas de tipo *d15* (entalla excéntrica), se puede comprobar en la Fig.4.35, como en los casos de fractura dúctil, la fisura propaga desde el extremo de la entalla siguiendo una dirección prácticamente horizontal; mientras que en los de fractura frágil, la fisura se propaga siguiendo

4. Procedimiento experimental

una dirección perpendicular a la dirección principal máxima, la cual va cambiando a lo largo del proceso de propagación, ya que sigue el camino según el cual las condiciones locales de carga corresponden a un modo I de deformación.

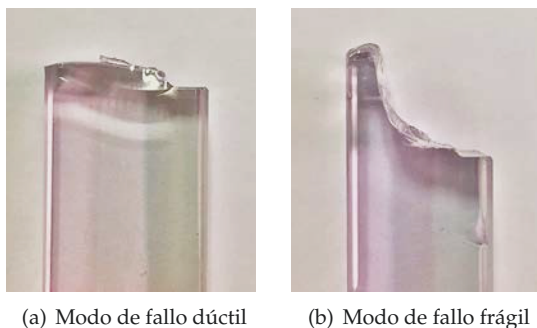


Figura 4.35. Direcciones de propagación de la fisura en ambos modos de fallo para probetas de tipo *d15*

Por último, en la Fig.4.36 se recogen las velocidades de propagación obtenidas en probetas que han roto según un modo de fractura dúctil, pudiéndose observar como para una misma velocidad de impacto, las velocidades de propagación de fisura son mayores en las probetas de menor espesor. Esto es debido a que, a igualdad de energía de impacto aplicada a ambas probetas, la superficie de fractura creada también debe ser la misma, necesitando por lo tanto una mayor longitud cuánto menor es el espesor.

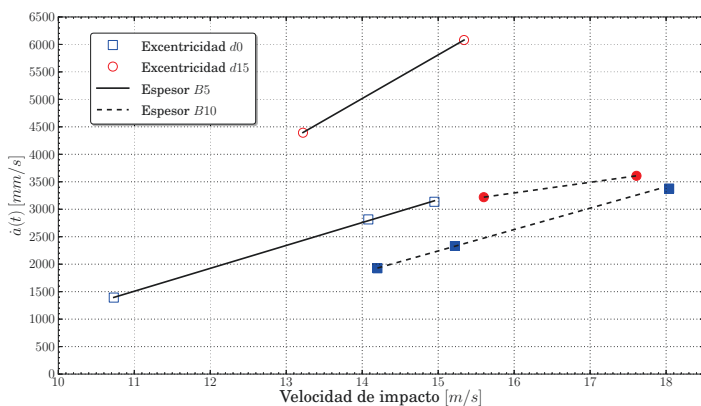


Figura 4.36. Velocidades de propagación de fisura en probetas con modo de fallo dúctil, en función de la velocidad de impacto del proyectil

Comparando los espesores en el caso de fractura frágil, puede comprobarse que sólo se ha obtenido un valor promedio de velocidad de propagación en probetas de espesor $B10$ (ver tabla 4.15), siendo también mayor que los obtenidos en probetas de espesor $B20$, recogidos en la tabla 4.32, por el mismo motivo que el argumentado en el caso de fractura dúctil.

A modo de resumen se muestran en la Fig.4.37 los modos de fractura observados en los ensayos experimentales realizados, para cada uno de los espesores de probeta utilizados, en función de la velocidad de impacto. Se puede comprobar como las probetas de mayor espesor ($B20$) han sufrido un modo de fractura frágil independientemente de la velocidad de impacto, las de menor espesor ($B5$) han roto según un modo de fractura dúctil, y en las de espesor intermedio ($B10$) se ha observado como la rotura producida ha sido de tipo dúctil, excepto para la mayor de las velocidades de impacto ($v_{imp} \simeq 18 \text{ m/s}$) a la que alguna de las probetas han roto de forma frágil.

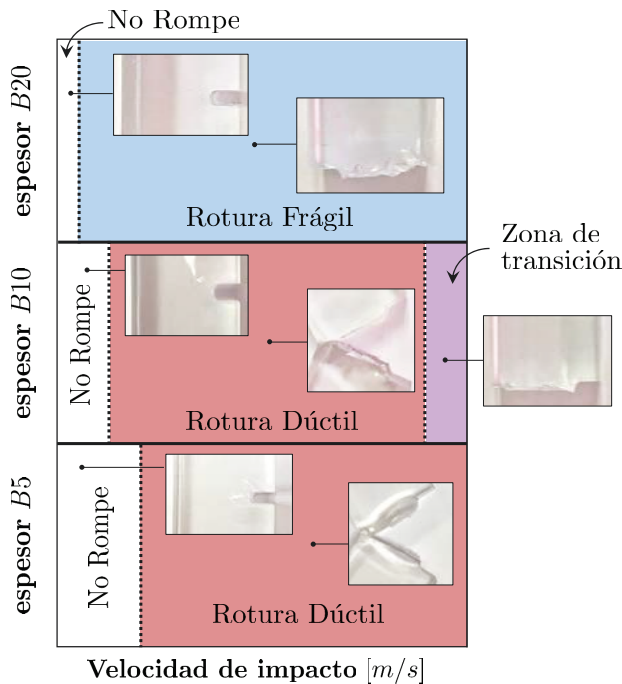


Figura 4.37. Resumen de los modos de fractura observados experimentalmente, en función de la velocidad de impacto del proyectil

Modelos numéricos

5.1. Introducción

En este capítulo se van a detallar los modelos numéricos desarrollados para llevar a cabo las simulaciones correspondientes a los ensayos de calibración y validación. También se describirá la subrutina de usuario de tipo VUMAT desarrollada, para implementar tanto el comportamiento constitutivo del material, como el modelo de daño planteado en el capítulo 3.

5.2. Subrutina VUMAT desarrollada

Los modelos numéricos desarrollados se han implementado en el código comercial de elementos finitos ABAQUS/Explicit (versión 6.11) [118], definiendo tanto el comportamiento constitutivo del Policarbonato como el modelo de daño a través de una subrutina de usuario de tipo VUMAT.

Este tipo de subrutina se utiliza para definir completamente el comportamiento de un material, cuando ninguno de los modelos incluidos en la librería de ABAQUS/Explicit es capaz de representarlo de manera adecuada; y puede ser utilizada para modelos unidimensionales, bidimensionales o tridimensionales. Todos los modelos desarrollados en la presente Tesis Doctoral son de este último tipo.

5.2.1. Ecuaciones constitutivas para modelos termoviscoplasticos

Para llevar a cabo la modelización del PC, es necesario integrar las ecuaciones constitutivas que definen el modelo de comportamiento termoviscoplastico propuesto, considerando en este caso plasticidad J_2 y condiciones adiabáticas; y teniendo en cuenta además que la función de plastificación considera tanto el efecto de la velocidad de deformación como de la temperatura.

En el desarrollo de estas ecuaciones constitutivas es importante considerar la hipótesis de la descomposición aditiva del tensor gradiente de deformación.

Dicha hipótesis se basa en considerar que tanto las deformaciones elásticas, como de origen térmico, son muy pequeñas comparadas con la unidad o con las deformaciones plásticas. Por lo tanto, para sólidos deformables, el tensor velocidad de deformación total puede escribirse como la suma de sus componentes elástica, plástica y térmica:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}^e + \dot{\epsilon}^p + \dot{\epsilon}^\theta \quad (5.1)$$

siendo esta, una ecuación asumida de manera general para materiales hipoelasto-plásticos [119].

La relación entre el tensor de deformaciones elásticas ϵ y el tensor de tensiones de Cauchy σ , viene dada por:

$$\dot{\sigma} = \mathbf{C} : \dot{\epsilon}^e = \mathbf{C} : (\dot{\epsilon} - \dot{\epsilon}^p - \dot{\epsilon}^\theta) \quad (5.2)$$

donde \mathbf{C} es el tensor de cuarto orden elástico isótropo lineal, definido como:

$$\mathbf{C} = 2G\mathbf{I}_{dev} + K\mathbf{1} \otimes \mathbf{1} \quad (5.3)$$

con G y K , constantes elásticas definidas a partir del módulo de elasticidad E , y del coeficiente de Poisson ν como:

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (5.4)$$

$$K = \frac{E}{3(1 - 2\nu)} \quad (5.5)$$

En la Ec.(5.3), aparecen también el tensor unitario de segundo orden $\mathbf{1}$ y el tensor proyector desviador \mathbf{I}_{dev} , dados por:

$$1_{ij} = \delta_{ij} \quad (5.6)$$

$$\mathbf{I}_{dev} = \mathbf{I} - \frac{1}{3}\mathbf{1} \otimes \mathbf{1} \quad (5.7)$$

siendo δ_{ij} la función delta de Kronecker, y \mathbf{I} el tensor unitario de cuarto orden:

$$I_{ijkl} = \delta_{ik}\delta_{jl} \quad (5.8)$$

Considerando plasticidad de Von Mises con endurecimiento isótropo, la

función de plastificación f se puede escribir como:

$$f = \bar{\sigma} - \sigma_Y(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}^p, \theta) \quad (5.9)$$

donde $\bar{\sigma}$ es la tensión equivalente, y σ_Y la función de endurecimiento del material. En el caso concreto del modelo constitutivo propuesto en la presente Tesis Doctoral, dicha función de endurecimiento se deriva de las Ecs.(3.1) y (3.2), despreciando además, como simplificación, la velocidad de deformación elástica, lo que implica que la velocidad de deformación que aparece en la Ec.(3.5), únicamente tiene componente plástica.

La tensión equivalente $\bar{\sigma}$, se define a partir del tensor de tensiones desviador \mathbf{s} , como:

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2}(\mathbf{s} : \mathbf{s})} \quad (5.10)$$

la velocidad de deformación plástica equivalente $\dot{\varepsilon}^p$, se calcula a partir de:

$$\dot{\varepsilon}^p = \sqrt{\frac{2}{3}(\dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p)} \quad (5.11)$$

y por lo tanto, la deformación plástica equivalente $\bar{\varepsilon}^p$, viene dada por:

$$\bar{\varepsilon}^p = \int_0^t \dot{\varepsilon}^p(\tau) d\tau \quad (5.12)$$

La función de plastificación define la superficie de plastificación $f = 0$, y el dominio elástico $f \leq 0$. Eligiendo una regla de flujo plástico asociativo, el tensor velocidad de deformación plástica $\dot{\varepsilon}^p$, se puede escribir como:

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \dot{\lambda} \mathbf{r} \quad (5.13)$$

donde λ es el denominado multiplicador plástico, y \mathbf{r} la dirección del flujo plástico, la cual viene determinada por el tensor de tensiones desviador:

$$\mathbf{r} = \frac{3}{2} \frac{\mathbf{s}}{\bar{\sigma}} \quad (5.14)$$

A partir de las Ecs.(5.10), (5.11) y (5.14), se puede establecer que en plasticidad J_2 , se cumple que:

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\lambda} \quad (5.15)$$

y que por lo tanto, puede establecerse una equivalencia entre el multiplicador

plástico λ y la deformación plástica equivalente:

$$\bar{\varepsilon}^p = \lambda \quad (5.16)$$

La componente térmica del tensor velocidad de deformación viene dada por:

$$\dot{\varepsilon}^\theta = \alpha \dot{\theta} \mathbf{1} \quad (5.17)$$

donde α es el coeficiente de expansión térmica. Si además se asume un comportamiento adiabático, y la única fuente de calor volumétrica es el trabajo plástico, el calentamiento se puede determinar a partir de la expresión:

$$\dot{\theta} = \eta \frac{\boldsymbol{\sigma} : \dot{\varepsilon}^p}{\rho c_v} \quad (5.18)$$

donde ρ es la densidad del material, c_v el calor específico, y η el coeficiente de Quinney-Taylor.

La solución de las Ecs.(5.2), (5.13), (5.15), (5.17) y (5.18), debe estar sujeta a las denominadas como condiciones de Kuhn-Tucker:

$$\lambda \geq 0, \quad f \leq 0, \quad \lambda f = 0 \quad (5.19)$$

y a la condición de consistencia:

$$\lambda \dot{f} = 0 \quad (5.20)$$

5.2.2. Algoritmo de resolución: retorno radial

El algoritmo de resolución empleado para integrar las ecuaciones constitutivas anteriores, las cuales constituyen un sistema de ecuaciones diferenciales de primer orden, se encuentra dentro de los denominados como algoritmos de retorno radial [120, 121]

El objetivo de este procedimiento es obtener todas las variables de interés en un instante t_{n+1} , conocidas estas en un instante t_n , y dado además el tensor incremento de deformación total, $\Delta \varepsilon$ que se produce entre estos, el cual es un dato proporcionado por el código de elementos finitos ABAQUS.

Los algoritmos de retorno radial son de tipo predictor-corrector, siguiendo el esquema mostrado en la Fig.5.1.

En primer lugar, se considera la hipótesis de que todo el incremento de deformación producido entre los instantes de tiempo analizados es puramente elástico (predicción elástica), actualizando el estado tensional bajo esta conside-

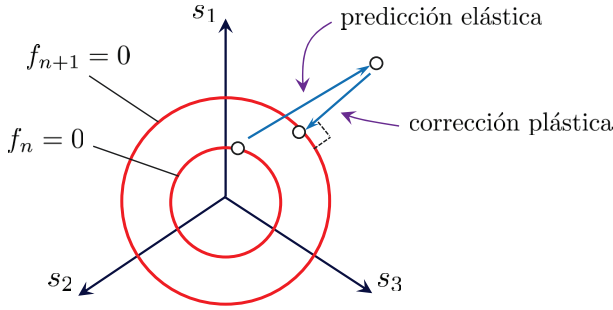


Figura 5.1. Esquema del algoritmo de retorno radial

ración. Si dicho estado tensional, denominado comúnmente como estado *trial*, se encuentra dentro de la superficie de plastificación, la hipótesis sería válida, y el estado tensional *trial* sería el correspondiente al estado final en el instante t_{n+1} . Si por el contrario, se comprueba que dicha hipótesis no es válida, es decir, que el estado *trial* obtenido se encuentra fuera de la superficie de plastificación, se debe calcular el incremento del tensor de tensiones que se requiere aplicar a dicho estado tensional *trial*, para que el estado final se encuentre sobre la superficie de plastificación (corrección plástica), garantizando así la condición de consistencia.

Para llevar a cabo el procedimiento descrito, el primer paso es discretizar el sistema de ecuaciones diferenciales de primer orden que conforman las ecuaciones constitutivas del material. Para ello, se pueden emplear métodos explícitos, semiexplícitos o implícitos, siendo estos últimos los que garantizan estabilidad incondicional, lo que permite incrementar el paso de tiempo empleado en la integración, $\Delta t = t_{n+1} - t_n$, y reducir el coste computacional. Las ecuaciones algebraicas obtenidas al emplear métodos de discretización implícitos, suelen ser no lineales, careciendo de solución analítica exacta. Por este motivo, el método de resolución empleado para resolver el sistema de ecuaciones no lineales suele ser iterativo de Newton-Raphson [122].

Por lo tanto, tal y como se ha comentado anteriormente, el primer paso es considerar la hipótesis de predicción elástica:

$$\sigma_{n+1}^{trial} = \sigma_n + C : \Delta \varepsilon \quad (5.21)$$

calculando la tensión equivalente correspondiente, $\bar{\sigma}_{n+1}^{trial}$, y realizando la comprobación:

$$f_{n+1}^{trial} = \bar{\sigma}_{n+1}^{trial} - \sigma_Y(\bar{\varepsilon}_n^p, \dot{\bar{\varepsilon}}_n^p, \theta_n) \quad (5.22)$$

donde la función de endurecimiento σ_Y aparece evaluada en el instante t_n debido a que no se ha considerado plastificación.

En el caso de que se cumpla:

$$f_{n+1}^{trial} \leq 0 \quad (5.23)$$

la hipótesis de predicción elástica sería válida, y por lo tanto, las variables en el instante final t_{n+1} serían:

$$\sigma_{n+1} = \sigma_{n+1}^{trial} \quad (5.24)$$

$$\epsilon_{n+1} = \epsilon_n + \Delta\epsilon \quad (5.25)$$

$$\epsilon_{n+1}^p = \epsilon_n^p \quad (5.26)$$

$$\theta_{n+1} = \theta_n \quad (5.27)$$

En el caso de que la hipótesis de predicción elástica no sea cierta:

$$f_{n+1}^{trial} > 0 \quad (5.28)$$

será necesario aplicar la corrección plástica. Para ello, se impone que el nuevo estado tensional se encuentre en la superficie de plastificación:

$$f_{n+1} = \bar{\sigma}_{n+1} - \sigma_Y(\bar{\epsilon}_{n+1}^p, \dot{\bar{\epsilon}}_{n+1}^p, \theta_{n+1}) = 0 \quad (5.29)$$

El nuevo tensor de tensiones vendrá dado por:

$$\sigma_{n+1} = \sigma_n + \mathbf{C} : \Delta\epsilon^e \quad (5.30)$$

$$= \sigma_n + \mathbf{C} : \Delta\epsilon - \mathbf{C} : \Delta\epsilon^p - \mathbf{C} : \Delta\epsilon^\theta \quad (5.31)$$

$$= \sigma_{n+1}^{trial} - \mathbf{C} : \Delta\epsilon^p - \mathbf{C} : \Delta\epsilon^\theta \quad (5.32)$$

donde, asumiendo la hipótesis de flujo plástico asociativo y plasticidad J_2 , y utilizando un método implícito de tipo Backward-Euler [123], se puede demostrar que:

$$\mathbf{C} : \Delta\epsilon^p = 3G\Delta\lambda \frac{\mathbf{s}_{n+1}}{\bar{\sigma}_{n+1}} = 3G\Delta\bar{\epsilon}^p \frac{\mathbf{s}_{n+1}}{\bar{\sigma}_{n+1}} \quad (5.33)$$

$$\mathbf{C} : \Delta\epsilon^\theta = 3K\alpha\Delta\theta \cdot \mathbf{1} \quad (5.34)$$

siendo:

$$\Delta\theta = \frac{\eta}{\rho_{n+1}c_v} (\bar{\sigma}_{n+1}^{trial} \Delta\bar{\epsilon}^p - 3G(\Delta\bar{\epsilon}^p)^2) \quad (5.35)$$

teniendo en cuenta que la densidad en el instante t_{n+1} se puede aproximar como [123]:

$$\rho_{n+1} \approx \frac{\rho_0}{(1 + tr(\varepsilon_{n+1}))} \quad (5.36)$$

donde $tr(\varepsilon_{n+1})$ es la traza del tensor de deformaciones total en dicho instante.

De la Ec.(5.32), se obtienen su componente desviadora:

$$\mathbf{s}_{n+1} = \mathbf{s}_{n+1}^{trial} - 3G\Delta\bar{\varepsilon}^p \frac{\mathbf{s}_{n+1}}{\bar{\sigma}_{n+1}} \quad (5.37)$$

$$\mathbf{s}_{n+1} \left(1 + \frac{3G\Delta\bar{\varepsilon}^p}{\bar{\sigma}_{n+1}} \right) = \mathbf{s}_{n+1}^{trial} \quad (5.38)$$

y su componente hidrostática, σ_h :

$$(\sigma_h)_{n+1} = (\sigma_h)_{n+1}^{trial} - 3K\alpha\Delta\theta \quad (5.39)$$

Calculando el producto interno de la Ec.(5.38) por sí misma, se llega a que:

$$\bar{\sigma}_{n+1} \left(1 + \frac{3G\Delta\bar{\varepsilon}^p}{\bar{\sigma}_{n+1}} \right) = \bar{\sigma}_{n+1}^{trial} \quad (5.40)$$

$$\bar{\sigma}_{n+1} = \bar{\sigma}_{n+1}^{trial} - 3G\Delta\bar{\varepsilon}^p \quad (5.41)$$

y combinando las Ecs.(5.38) y (5.40), se obtiene:

$$\frac{\mathbf{s}_{n+1}}{\bar{\sigma}_{n+1}} = \frac{\mathbf{s}_{n+1}^{trial}}{\bar{\sigma}_{n+1}^{trial}} \quad (5.42)$$

Finalmente, introduciendo la Ec.(5.41) en (5.29), se obtiene la ecuación algebraica no lineal:

$$\bar{\sigma}_{n+1}^{trial} - 3G\Delta\bar{\varepsilon}^p = \sigma_Y(\bar{\varepsilon}_{n+1}^p, \dot{\bar{\varepsilon}}_{n+1}^p, \theta_{n+1}) \quad (5.43)$$

donde:

$$\bar{\varepsilon}_{n+1}^p = \bar{\varepsilon}_n^p + \Delta\bar{\varepsilon}^p \quad (5.44)$$

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_{n+1}^p = \frac{\Delta\bar{\varepsilon}^p}{\Delta t} \quad (5.45)$$

$$\theta_{n+1} = \theta_n + \Delta\theta = \theta_n + \frac{\eta}{\rho_{n+1}c_v} (\bar{\sigma}_{n+1}^{trial}\Delta\bar{\varepsilon}^p - 3G(\Delta\bar{\varepsilon}^p)^2) \quad (5.46)$$

De la Ec.(5.43), la única incógnita es $\Delta\bar{\varepsilon}^p$, que se obtendrá mediante el método iterativo de Newton-Raphson. Una vez obtenido dicho incremento de deformación plástica equivalente, ya se pueden actualizar todas las variables

del problema en el instante t_{n+1} :

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{n+1} = \boldsymbol{\varepsilon}_n + \Delta\boldsymbol{\varepsilon} \quad (5.47)$$

$$\boldsymbol{\sigma}_{n+1} = \mathbf{s}_{n+1} + \mathbf{1} \cdot (\sigma_h)_{n+1} \quad (5.48)$$

donde \mathbf{s}_{n+1} se obtiene a partir de las Ecs.(5.41) y (5.42); y $(\sigma_h)_{n+1}$ de la Ec.(5.39). Por último, la temperatura actualizada se calculará mediante la Ec.(5.46).

Una vez obtenidas todas las variables del problema en el instante t_{n+1} , se desarrollan los dos criterios de fallo de los que se compone el modelo de daño expuesto en el capítulo 3, de forma que cuando se alcanza alguno de estos criterios, se produce la eliminación del elemento del modelo numérico, dando lugar así a la propagación de la fisura.

En la Fig.5.2 se representa de forma esquemática el diagrama de flujo del algoritmo implementado en la subrutina de usuario VUMAT.

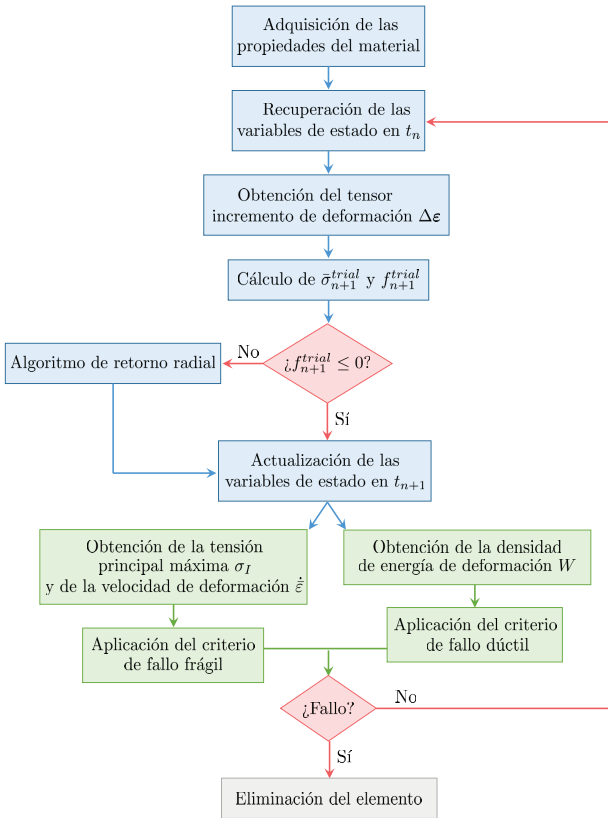


Figura 5.2. Diagrama de flujo de la subrutina de usuario VUMAT desarrollada

5.3. Modelo numérico para los ensayos de calibración

A continuación se va a describir el modelo numérico con el cual se han simulado los ensayos de calibración detallados en el apartado 4.3, los cuales consistían en el impacto asimétrico de un proyectil cilíndrico contra una probeta plana con entalla simple, ambos fabricados en PC.

Se ha desarrollado un modelo numérico tridimensional completo, incluyendo la probeta y el proyectil (ver Fig.5.3), a diferencia de otros trabajos existentes en la literatura [16, 18, 1], que modelizan el problema como bidimensional e imponen la velocidad de impacto como condición de contorno.

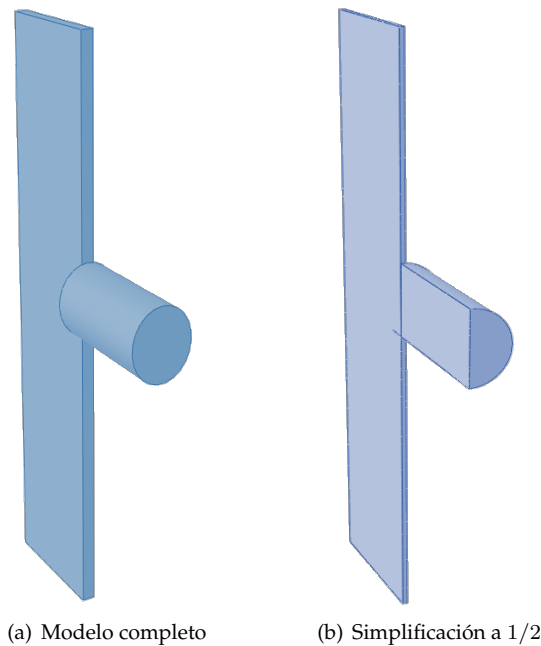


Figura 5.3. Modelo tridimensional de los ensayos de calibración

La configuración del ensayo que se pretende reproducir permite la simplificación del modelo mediante la utilización de un plano de simetría, definido por un plano perpendicular a la entalla y que pasa por el centro de la probeta, tal y como se indica en la Fig.5.3(b), quedando finalmente reducido el modelo, a 1/2 de la geometría inicial. Esta simplificación permite disminuir el número de nodos y elementos que compondrán el modelo de elementos finitos, reduciendo el número total de grados de libertad en la simulación y con ello el coste computacional asociado.

Otra de las simplificaciones consideradas con el objetivo de reducir el tiempo de computación, ha sido modelizar el PC del proyectil como elástico y lineal, tras comprobar el bajo nivel tensional que se alcanza en el mismo. Para la probeta se considerará el modelo de material termoviscoplastico descrito anteriormente.

5.3.1. Mallado

Una de las características más críticas en la modelización de problemas con propagación de fisuras, es el mallado. En ambos sólidos (proyectil y probeta) se ha considerado un mallado formado por elementos hexaédricos con integración reducida (C3D8R) de tipo estructurado, excepto en la zona más próxima al extremo de la entalla, de forma que la malla fuera lo más aleatoria posible para no influir en la trayectoria de propagación de la fisura.

Debido a la elevada concentración de tensiones existente en el extremo de la entalla, es necesario que en dicha zona el número de elementos sea mayor, imponiendo un tamaño mínimo de elemento de $0,04\text{ mm}$.

Por el mismo motivo, a la hora de realizar el mallado a lo largo del espesor, se ha impuesto una variación de la concentración de los elementos desde el plano de simetría ($z = 0$), hasta la superficie libre de la probeta ($z = B/2$), ya que en torno a dicha superficie libre el gradiente de tensiones es más acusado.

En lo que respecta al proyectil, se ha considerado una mayor concentración de elementos hacia la parte de la sección que entra en contacto con la probeta durante el impacto.

En las Figs.5.4 y 5.5 se representan la malla del proyectil y de la probeta, así como los detalles de la zona de la entalla, mientras que la información sobre el número de nodos y elementos existentes en el modelo se recoge en la tabla 5.1.

	Nº de nodos	Nº de elementos
Probeta $B = 6\text{ mm}$	183678	165030
Proyectil	3990	3220

Tabla 5.1. Información sobre el mallado empleado en el modelo de ensayo de calibración

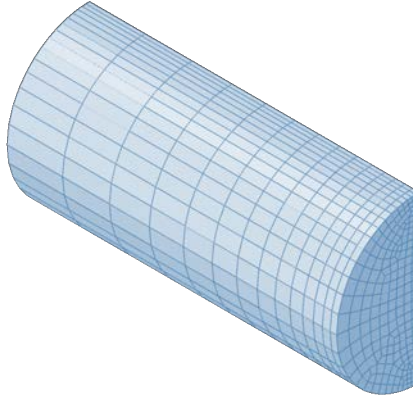


Figura 5.4. Mallado del proyectil empleado en los ensayos de calibración

El número de elementos empleados a lo largo del espesor se recogen en la tabla 5.2.

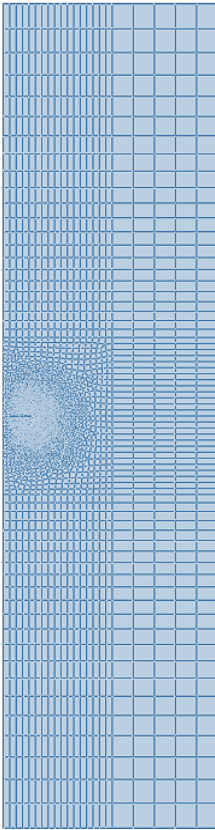
Espesor [mm]	Nº de elementos
6	10

Tabla 5.2. Número de elementos a lo largo del espesor en la probeta con entalla simple

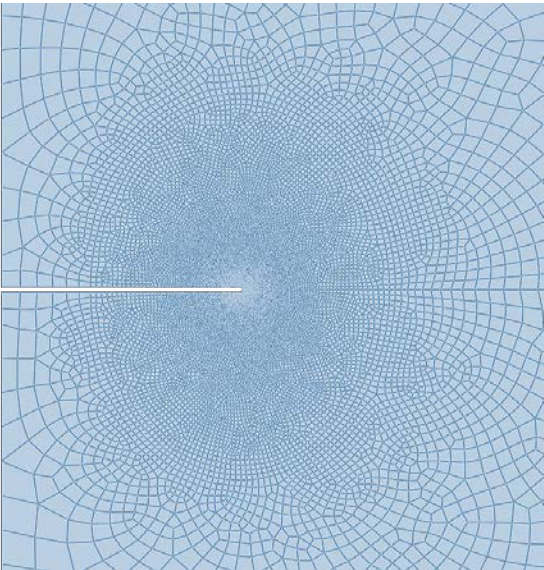
5.3.2. Condiciones iniciales y de contorno

Para reproducir los ensayos experimentales se ha impuesto como condición inicial, la velocidad de impacto del proyectil. En cuanto a las condiciones de contorno, ya se ha comentado anteriormente que en el trabajo realizado por Ravi-Chandar et al. [1], no se especifica como se sujeta la probeta, aunque sí se indica que en la cara inferior de la misma se impide el movimiento vertical, tal y como se ha impuesto en el modelo numérico.

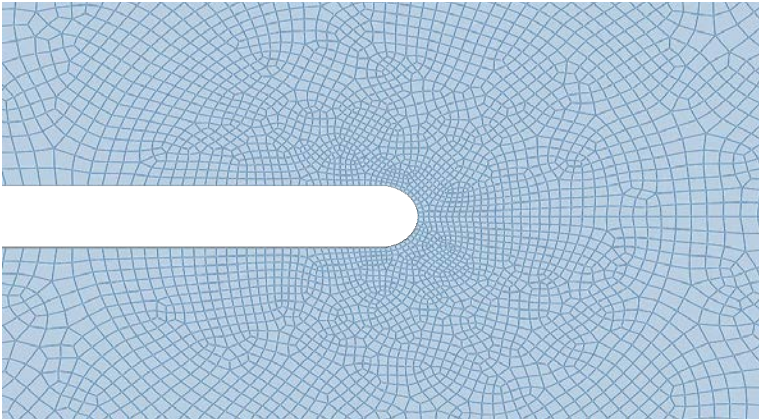
Además, es necesario imponer las condiciones de simetría en probeta y proyectil, tal y como se ha comentado anteriormente.



(a) Probeta completa



(b) Detalle entalla



(c) Detalle del fondo de la entalla

Figura 5.5. Mallado de la probeta empleada en los ensayos de calibración

5.4. Modelo numérico para los ensayos de validación

El modelo numérico tridimensional desarrollado para la simulación de los ensayos de validación, los cuales consistían en ensayos de flexión dinámica en tres puntos en Barra Hopkinson modificada, está compuesto por proyectil, barra incidente, probeta entallada y sistema de apoyos de la misma.

Se ha realizado un modelo simplificado aprovechando su plano de simetría vertical, el cual es perpendicular al plano de la entalla, atravesándola por su centro (ver Fig.5.6).

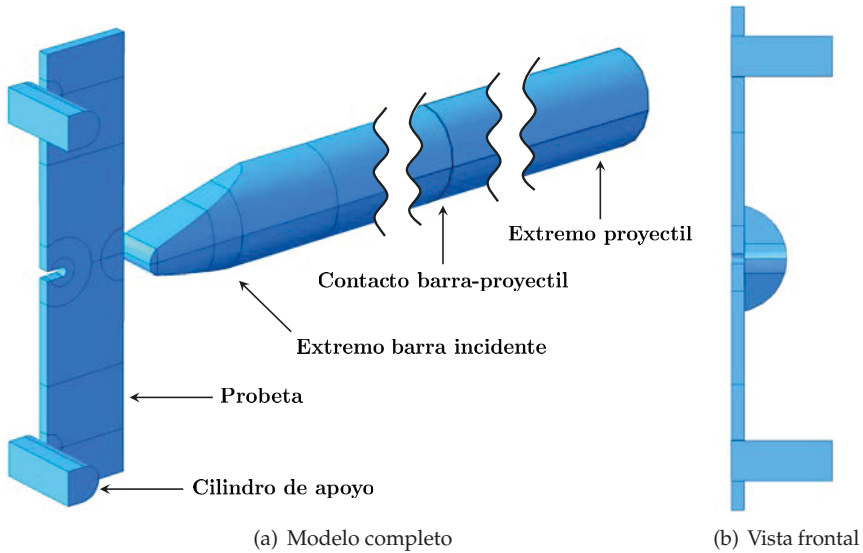


Figura 5.6. Modelo numérico de los ensayos de flexión dinámica en tres puntos

En este caso, el material del proyectil, la barra incidente y los apoyos, se ha modelizado como elástico lineal, buscando nuevamente ahorro en coste computacional, con las propiedades que se recogen en la tabla 4.4; mientras que el material de la probeta sigue el comportamiento definido por la subrutina VUMAT desarrollada.

5.4.1. Mallado

Todo el mallado se ha realizado con elementos hexaédricos con integración reducida (C3D8R). La técnica de mallado utilizada para las mallas correspondientes a proyectil, barra y apoyos ha sido de tipo estructurado, mientras que

para la probeta, se ha realizado por barrido, de forma que fuera lo más aleatoria posible y no influyera en la dirección de propagación de la fisura generada.

Debido a que se han utilizado probetas de tres espesores y con tres posiciones de entallas diferentes, ha sido necesario modelizar cada una de estas 9 configuraciones. En la Fig.5.7 se muestran los mallados para cada una de las posiciones de entalla consideradas.

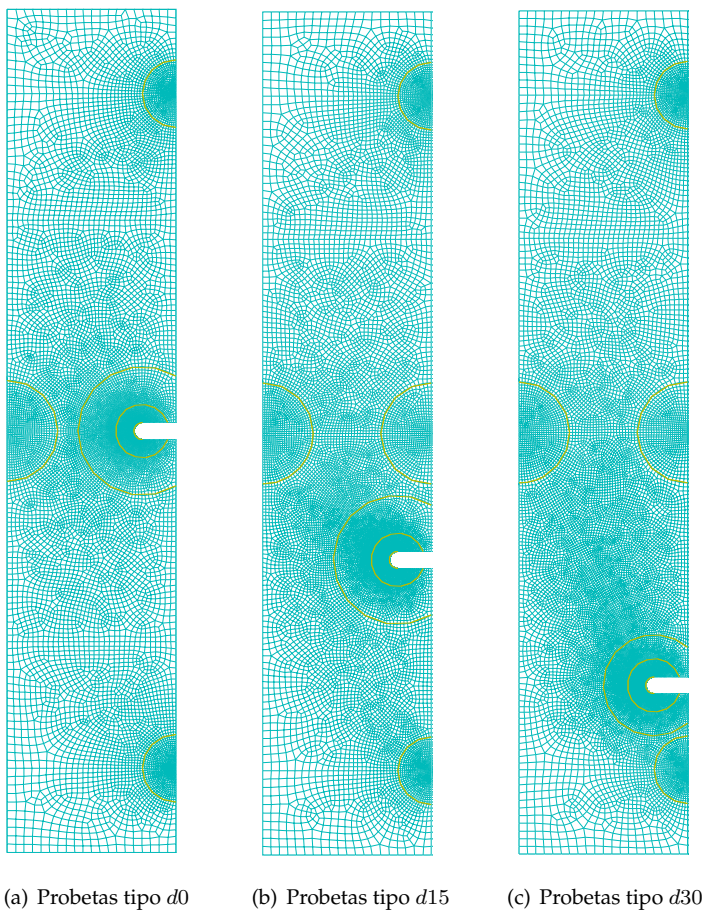
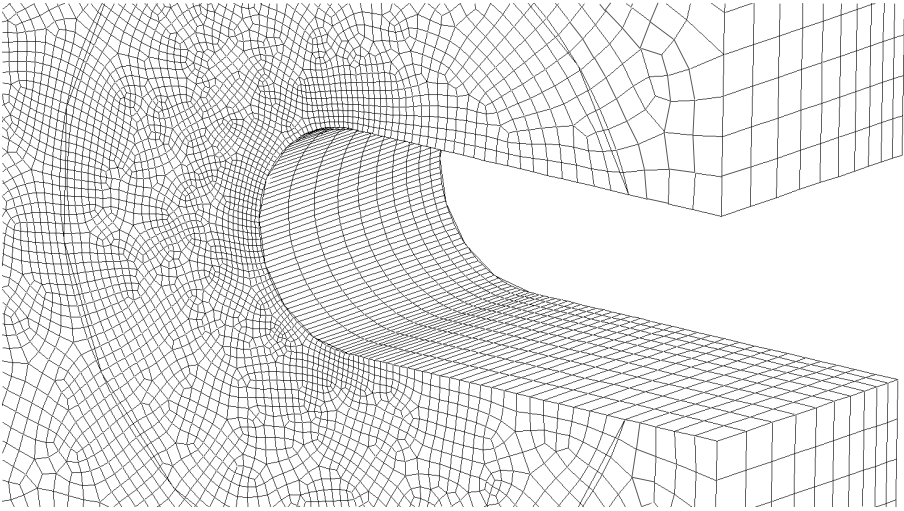
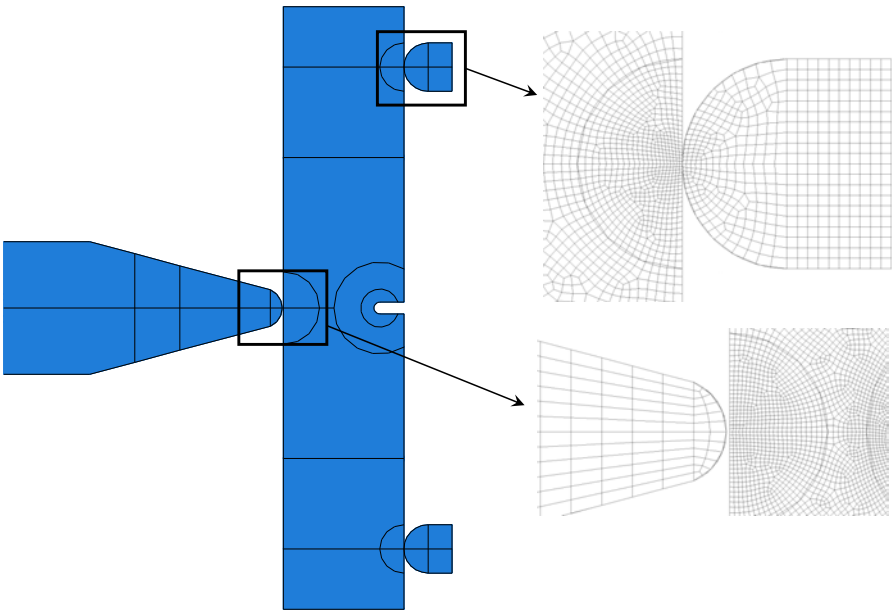


Figura 5.7. Mallado de las probetas de flexión en tres puntos

En las zonas donde existe un mayor gradiente de tensiones, se ha considerado una malla con elementos de menor tamaño, siendo el tamaño mínimo de $0,05\text{ mm}$ en el borde de la entalla (ver Fig.5.8(a)). Además, también se ha refinado la malla en las zonas en las que se producen contactos, entre proyectil y barra, entre barra y probeta, y entre probeta y apoyos (Fig.5.8(b)).



(a) Borde de la entalla



(b) Detalle contactos

Figura 5.8. Detalle de las zonas más finas del mallado

También se ha ido incrementando el número de elementos a lo largo del espesor de la probeta, en función de las diferentes geometrías. La relación entre la anchura de probeta y el número de elementos en el espesor para cada una de ellas, se recoge en la tabla 5.3.

Espesor [mm]	Nº de elementos
5	10
10	12
20	15

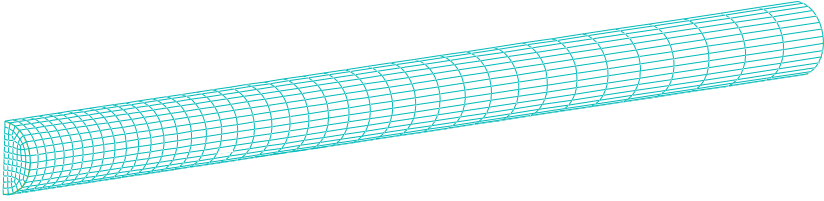
Tabla 5.3. Número de elementos a lo largo del espesor en las probetas de flexión en tres puntos

Las mallas del proyectil, apoyo y barra incidente se muestran en la Fig.5.9.

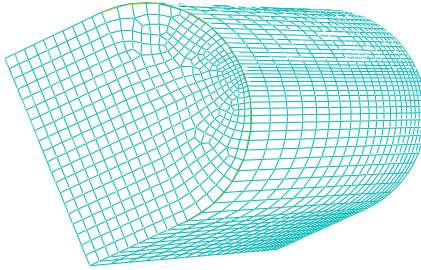
En la tabla 5.4, se recoge la información referente al número de elementos y nodos de cada una de las partes que componen el modelo numérico.

	Nº de nodos	Nº de elementos
Probeta <i>B5d0</i>	174449	155780
Probeta <i>B10d0</i>	205595	186408
Probeta <i>B20d0</i>	252880	232860
Probeta <i>B5d15</i>	196482	175660
Probeta <i>B10d15</i>	229619	208416
Probeta <i>B20d15</i>	285808	263490
Probeta <i>B5d30</i>	219032	196030
Probeta <i>B10d30</i>	247442	224700
Probeta <i>B20d30</i>	306704	282900
Proyectil	3075	2400
Barra	10190	8156
Apoyo	3075	2400

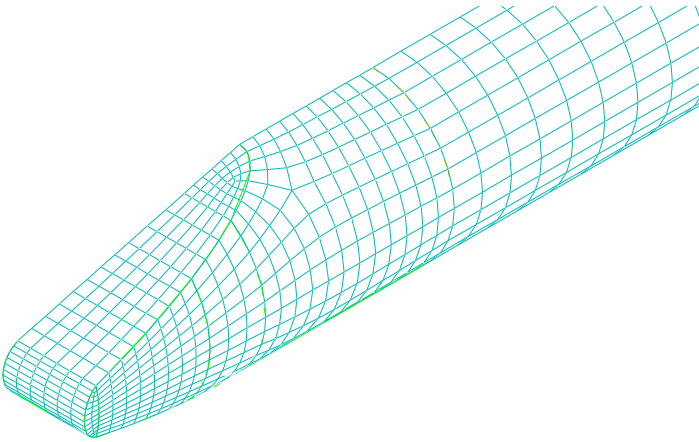
Tabla 5.4. Información sobre el mallado empleado en el modelo de ensayo de validación



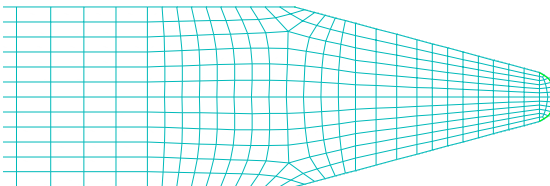
(a) Proyectoil



(b) Apoyo



(c) Punta de barra incidente



(d) Punta de barra incidente

Figura 5.9. Mallado de proyectil, apoyos y barra incidente

5.4.2. Condiciones iniciales y de contorno

La única condición inicial impuesta al modelo es la velocidad a la cual impacta el proyectil; mientras que las condiciones de contorno establecidas son las correspondientes a la simetría del problema comentada anteriormente, y la condición de empotramiento asignada a las caras inferiores de los apoyos.

Análisis de resultados

6.1. Introducción

En este capítulo se van a plasmar los resultados obtenidos en las simulaciones numéricas, y se compararán con los resultados obtenidos experimentalmente. En primer lugar se incluyen los correspondientes a los ensayos de calibración, y a continuación los referidos a los ensayos de validación. Posteriormente, se analizará en detalle el proceso de transición en el modo de fallo desde un punto de vista numérico; y por último, se presentará un caso de aplicación real, consistente en un impacto balístico contra una visera de protección de un casco de artificero modelo *Med-Eng EOD 8*, fabricada en Policarbonato.

6.2. Ensayos de calibración

Los resultados numéricos obtenidos se van a dividir en dos bloques, el primero de los cuales se centrará en analizar el modo de fractura frágil, y el segundo el modo de fractura dúctil.

Tal y como se expuso en el apartado 4.3, los resultados experimentales llevados a cabo por Ravi-Chandar et al. [1] establecieron que la velocidad de impacto a la cual se producía la transición frágil-dúctil en el modo de fallo, se encontraba en torno a los 55 m/s . Por debajo de dicha velocidad, se producía una fractura frágil del material según un modo I de deformación, mientras que a velocidades superiores, el modo de fallo que aparecía es el de fractura dúctil.

Es importante destacar los pocos datos de los que se disponen para realizar la calibración del modelo, los cuales se recogen en la tabla 6.1, y a partir de los cuales se han obtenido la tensión principal máxima crítica que determina el criterio de fractura frágil, y los valores de densidad de energía de deformación que determinan el criterio de fractura dúctil.

Parámetro	Valor numérico
Tiempo de inicio de fisura frágil a $v_{imp} = 40 \text{ m/s}$	$50 \mu\text{s}$
Ángulo de prop. de fisura frágil a $v_{imp} = 40 \text{ m/s}$	70°
Velocidad de transición	55 m/s
Longitud total de fisura dúctil a $v_{imp} = 60 \text{ m/s}$	10 mm
Ángulo de prop. de fisura dúctil a $v_{imp} = 60 \text{ m/s}$	10°

Tabla 6.1. Datos experimentales [1] disponibles para la calibración del modelo

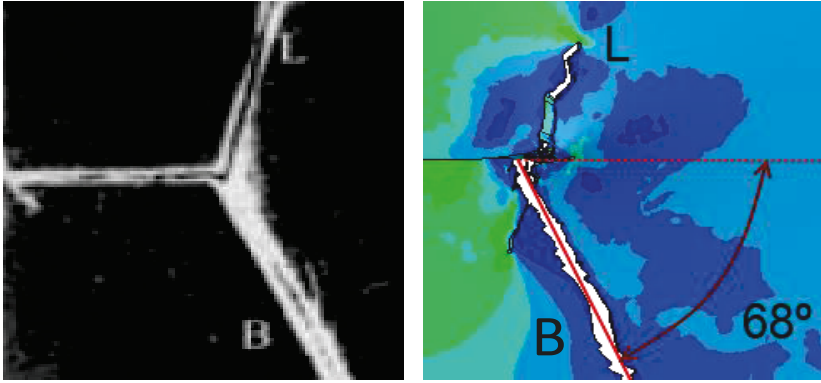
Para llevar a cabo la calibración, se han realizado en primer lugar simulaciones numéricas con los criterios de daño desactivados. En dichas simulaciones se han impuesto las velocidades de impacto del proyectil para las cuales se dispone de resultados experimentales cuantitativos. El objetivo de estas simulaciones iniciales ha sido obtener los valores de los parámetros que definen el modelo de daño, en función de las condiciones de cada ensayo. Así, teniendo en cuenta que para una velocidad de impacto de 40 m/s se debe producir una fractura frágil, los valores de densidad de energía de deformación obtenidos en ese caso debe ser inferiores a los valores críticos. Del mismo modo, para una velocidad de impacto de 60 m/s se debe producir una fractura de tipo dúctil, por lo que el valor de tensión principal máxima debe ser inferior al valor crítico. De esta forma, se establecen unos valores límite tanto de la tensión principal máxima como de las densidades de energía de deformación.

Posteriormente, se han realizado nuevas simulaciones numéricas activando la condición de fallo, y variando los parámetros que definen el modelo de daño hasta conseguir la mejor aproximación posible a los resultados experimentales de la tabla 6.1.

A continuación se recogen en primer lugar los resultados obtenidos para el modo de fractura frágil, y posteriormente los referidos al modo de fractura dúctil.

6.2.1. Modo de fractura frágil

En la Fig.6.1 se muestra el resultado de un impacto a $v_{imp} = 40 \text{ m/s}$, pasados $300 \mu\text{s}$ desde el contacto del proyectil con la probeta. Se observa como el modelo numérico reproduce lo observado experimentalmente.



(a) Fractura frágil obtenida experimentalmente (b) Fractura frágil obtenida numéricamente

Figura 6.1. Comparación entre resultados experimentales [1] y numéricos, de la fractura frágil en los ensayos de calibración, para $v_{imp} = 40 \text{ m/s}$

Como se muestra en la figura, en ambos casos aparecen dos fisuras denominadas con las letras *B* y *L*. Se puede apreciar como el ángulo con el que se produce numéricamente la propagación de la fisura *B* es de aproximadamente 68° .

Para poder apreciar la evolución de la fisura principal (fisura *B*), se muestra en la Fig.6.2 la zona próxima al borde de la entalla para diferentes instantes de tiempo. En dicha sucesión de imágenes se ha representado la variable de estado SDV19, correspondiente al valor de la tensión principal máxima σ_I calculada mediante la subrutina de usuario VUMAT. En dicha figura se puede observar como σ_I es mayor en la zona inferior del extremo de la entalla, y que es por esta zona por la que se produce el inicio de la propagación, en torno a los $46 \mu\text{s}$ desde que se produce el contacto entre proyectil y probeta. Experimentalmente, el tiempo que transcurre desde el contacto hasta que se inicia la fractura es de aproximadamente $50 \mu\text{s}$, por lo que el error cometido con el modelo numérico es de apenas un 8 %.

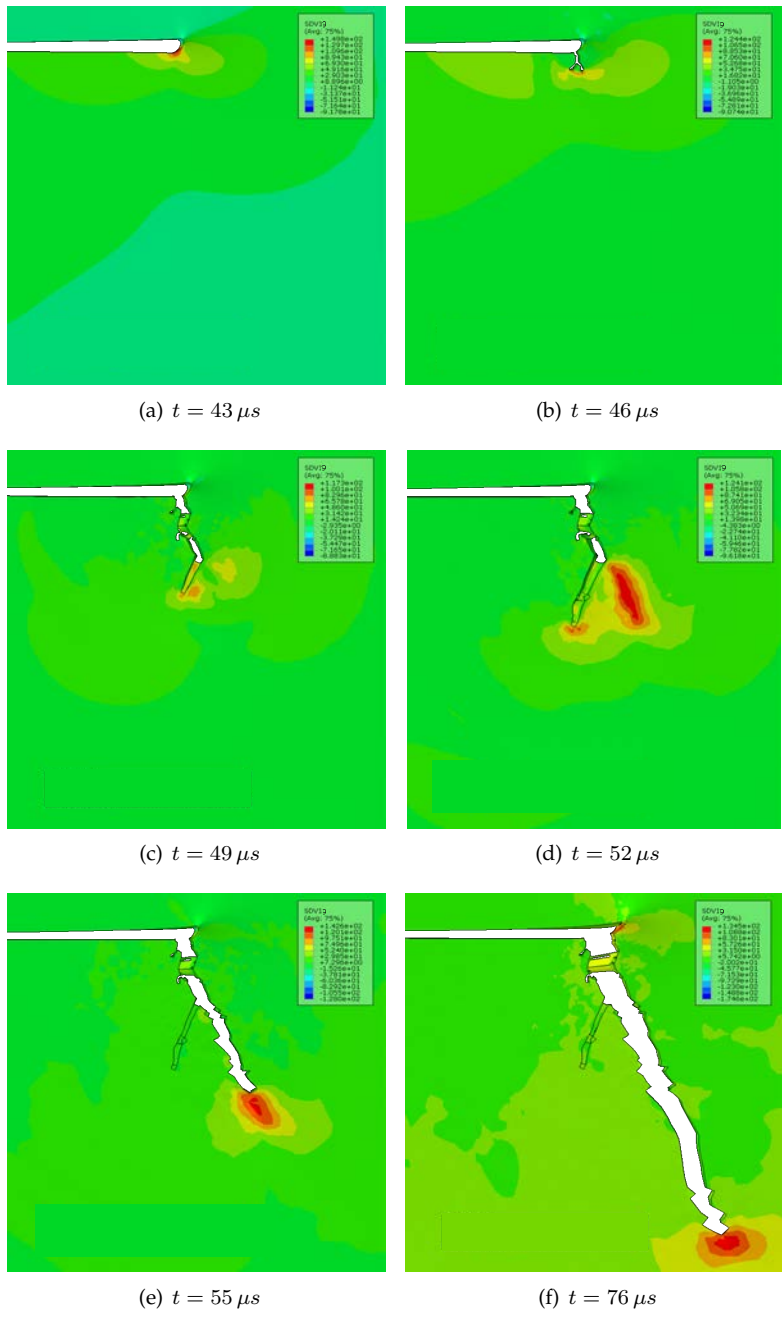


Figura 6.2. Propagación de fisura para $v_{imp} = 40 \text{ m/s}$

Si se representan los contornos de deformación plástica equivalente (variable de estado SDV1 en la subrutina) y temperatura (variable SDV4), tal y como aparecen en la Fig.6.3, se observa que a lo largo de la dirección de propagación de la fisura, el tamaño de la zona plástica es prácticamente inexistente, al igual que el incremento de temperatura observado, siendo características representativas de un tipo de fractura frágil.

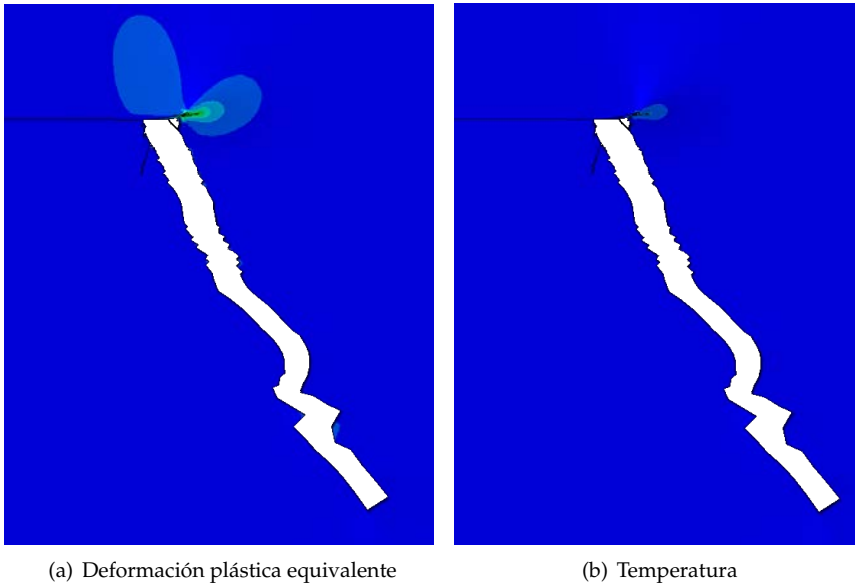


Figura 6.3. Contornos de deformación plástica equivalente y temperatura en el modo de fractura frágil

En lo que respecta a la fisura secundaria (denominada con la letra L en la Fig.6.1), aparece en torno a los $220 \mu s$ como resultado de la interacción de la ondas reflejadas en los bordes de la probeta, con el extremo de la entalla inicial, al igual que ocurría experimentalmente. El proceso de propagación de esta fisura secundaria L se recoge en la Fig.6.4.

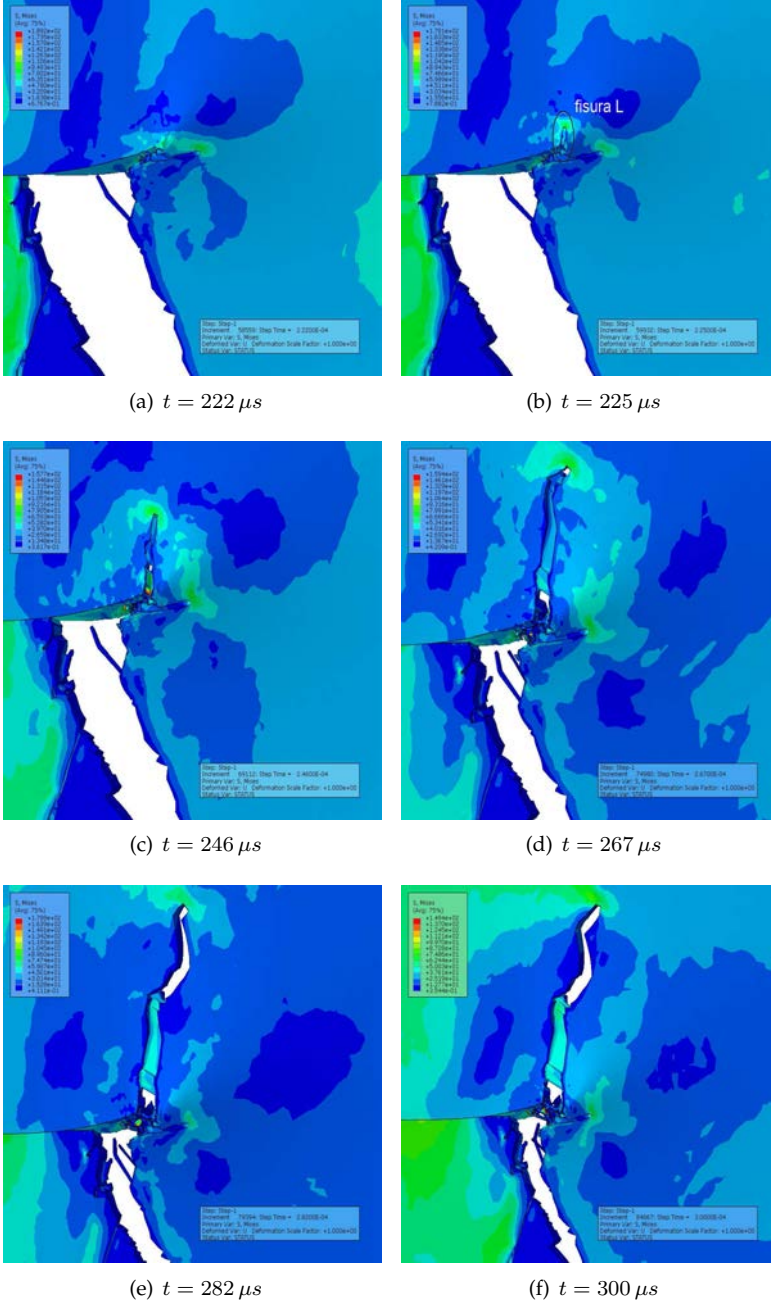


Figura 6.4. Propagación de la fisura secundaria L , para $v_{imp} = 40 \text{ m/s}$

A modo de resumen, se recogen en la tabla 6.2, la comparación entre los resultados de calibración numérica, y los experimentales obtenidos por Ravi-Chandar et al. [1] para una velocidad de impacto de 40 m/s , definiendo el porcentaje de error cometido como:

$$Error(\%) = \frac{|num - exp|}{exp} \cdot 100 \quad (6.1)$$

	Experimental [1]	Numérico	Error
Tiempo de inicio de fisura	$50\text{ }\mu\text{s}$	$46\text{ }\mu\text{s}$	8 %
Ángulo de prop. de fisura frágil	70°	68°	2,8 %

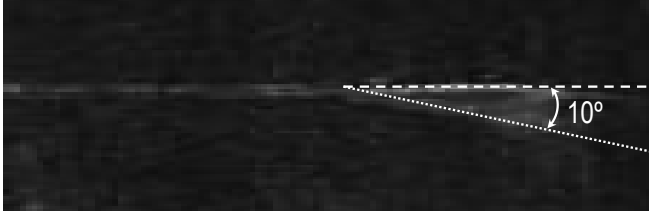
Tabla 6.2. Comparación entre resultados experimentales y numéricos en el modo de fractura frágil ($v_{imp} = 40\text{ m/s}$)

Se puede comprobar como los errores son considerablemente bajos, tanto en el tiempo de inicio de la fisura como, sobre todo, en la dirección de propagación de la misma. A la vista de los resultados obtenidos, se considera que el modelo de daño que predice la fractura frágil del material, está calibrado.

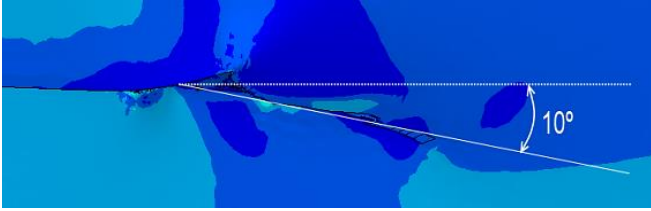
6.2.2. Modo de fractura dúctil

A partir de los ensayos experimentales [1], se determinó que la velocidad de impacto del proyectil a la cual se producía la transición frágil-dúctil en el modo de fallo en el PC, se situaba en torno a los 55 m/s . Mediante las simulaciones numéricas realizadas con el modelo de daño propuesto, se ha obtenido una velocidad de transición próxima a los 58 m/s , siendo por lo tanto el error estimado del 5,17 %.

Por encima de esta velocidad, el modo de fallo obtenido es de tipo dúctil, tal y como se muestra en la Fig.6.5, donde se comparan los resultados experimentales y numéricos para una velocidad de impacto de $v_{imp} = 60\text{ m/s}$. En ambos casos la fisura propaga formando un ángulo de aproximadamente 10° respecto a la horizontal.



(a) Fractura dúctil obtenida experimentalmente



(b) Fractura dúctil obtenida numéricamente

Figura 6.5. Comparación entre resultados experimentales [1] y numéricos, de la fractura dúctil en los ensayos de calibración ($v_{imp} = 60 \text{ m/s}$)

Para observar más detalladamente el mecanismo de propagación del fallo dúctil, se muestra en la Fig.6.6 la evolución de la fisura generada para un impacto a velocidad $v_{imp} = 60 \text{ m/s}$, representando el valor de la densidad de energía de deformación a tracción W^{trac} . El tiempo que transcurre desde el contacto del proyectil con la probeta, hasta que se produce el inicio de la fisura, es de aproximadamente $60 \mu\text{s}$; mientras que el dato experimental está disponible.

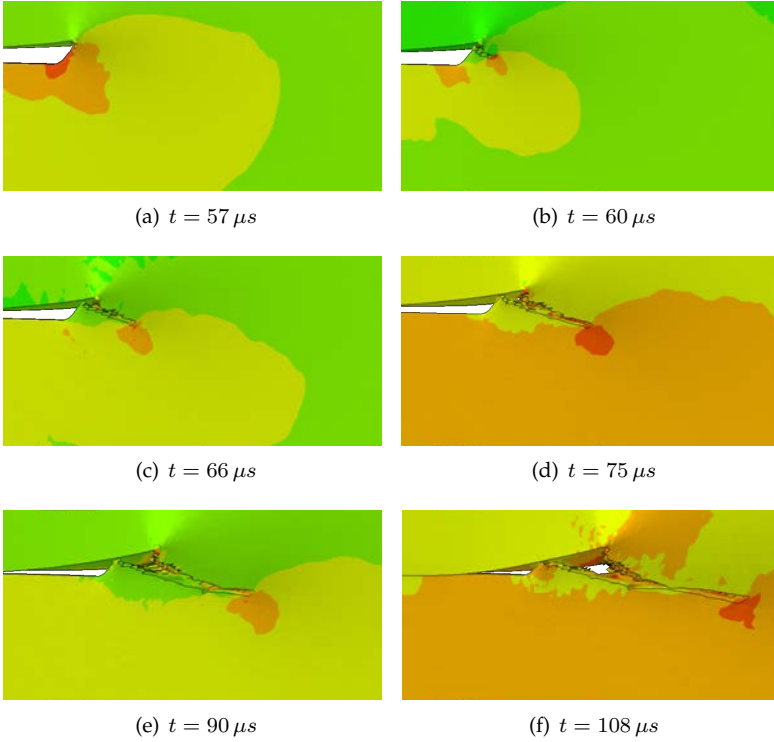


Figura 6.6. Propagación de fisura para $v_{imp} = 60 \text{ m/s}$

Atendiendo a los valores de deformación plástica equivalente y temperatura alcanzados durante el proceso de propagación dúctil, se puede comprobar en la Fig.6.7, como a lo largo de la trayectoria de propagación de la fisura se produce un aumento de ambos parámetros hasta que la fisura se detiene. Este aumento en los valores de deformación plástica equivalente y de temperatura es una característica propia de las bandas adiabáticas de cortadura, mecanismo por el cual se produce la fractura dúctil.

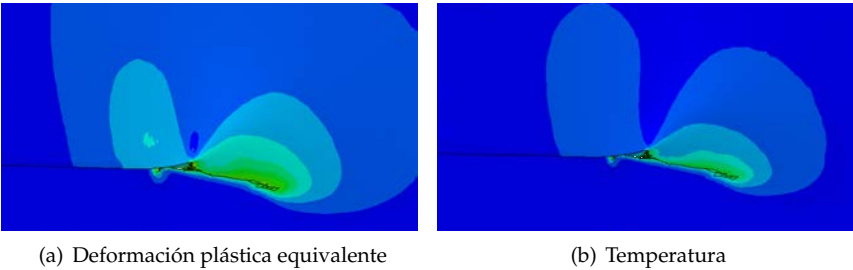


Figura 6.7. Contornos de deformación plástica equivalente y temperatura en el modo de fractura dúctil

En este caso, longitud total alcanzada experimentalmente [1] por la fisura hasta detenerse es de aproximadamente unos 10 mm , mientras que numéricamente el valor alcanzado es de unos $7,5\text{ mm}$, ligeramente menor (Fig.6.8).

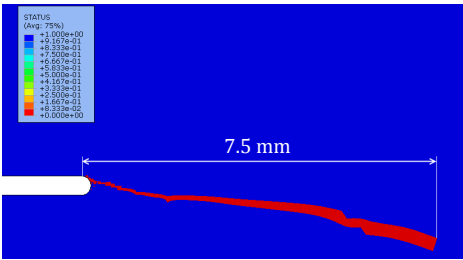


Figura 6.8. Longitud de fisura alcanzada según un modo de fallo dúctil para $v_{imp} = 60\text{ m/s}$

Al igual que para el modo de fractura frágil, se recogen en la tabla 6.3, la comparación entre los resultados experimentales y los obtenidos numéricamente para el modo de fractura dúctil. Además, también se compara la velocidad de impacto del proyectil a la cual se observa la transición frágil-dúctil en el modo de fallo.

	Experimental [1]	Númérico	Error
Velocidad de transición	55 m/s	58 m/s	5 %
Longitud total de fisura	10 mm	$7,5\text{ mm}$	25 %
Ángulo de prop. de fisura dúctil	10°	10°	0 %

Tabla 6.3. Comparación entre resultados experimentales y numéricos en el modo de fractura dúctil

Se puede comprobar como los errores obtenidos son bastante aceptables, por lo que es posible considerar el modo de fractura dúctil, y con él, el modelo de daño completo, como calibrado.

Una vez calibrado el modelo de daño para el PC, se va a llevar a cabo la validación del mismo, mediante la simulación numérica de los ensayos de flexión dinámica en tres puntos realizados en el laboratorio del Departamento de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras de la Universidad Carlos III de Madrid.

6.3. Ensayos de validación

En este bloque se van a presentar los resultados obtenidos con el modelo numérico que reproduce los ensayos de flexión dinámica en tres puntos realizados en Barra Hopkinson modificada sobre probetas entalladas, comparándolos con los resultados expuestos en el apartado 4.4, dando lugar a la validación del modelo de daño propuesto.

El primer paso ha sido simular un ensayo en vacío, es decir, sin considerar la probeta ni su sistema de apoyos. En dicha simulación se ha calculado el valor de la tensión longitudinal en el punto medio de la barra incidente (a 500 *mm* del punto de impacto con el proyectil), para compararlo con el correspondiente al de un ensayo experimental en vacío, medido mediante un puente de bandas extensométricas. El objetivo de comparar los valores de la tensión longitudinal en el punto medio de la barra es comprobar y validar el modelo de Barra Hopkinson, en cuanto a la malla empleada, las propiedades del acero empleado y el paso de integración numérica utilizado. En la Fig.6.9 se muestra el resultado de dicho ensayo, tanto experimental como numérico, obteniendo una buena correlación entre los valores de tensión obtenidos durante el pulso de tensión completo.

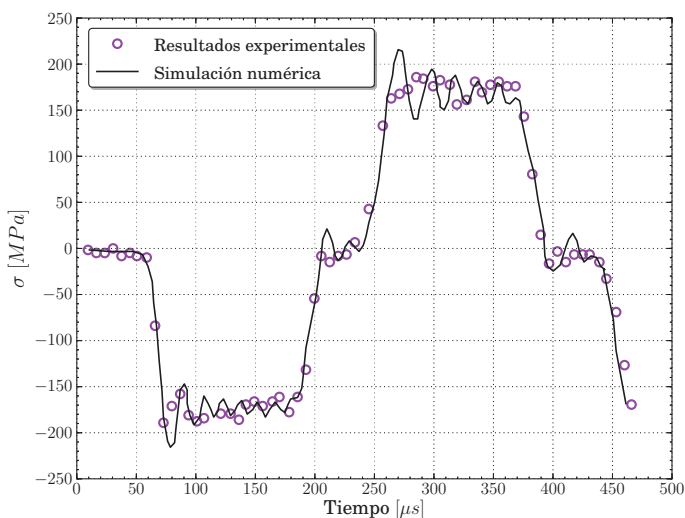


Figura 6.9. Ensayo en vacío en Barra Hopkinson

A continuación, se mostrarán los resultados correspondientes a las probetas de menor espesor (tipo *B5*), posteriormente los referidos a las probetas de tipo *B10*, y por último se analizarán las probetas de espesor mayor, *B20*. Al igual que sucedía en el apartado 4.4, no se incluyen resultados referentes a las probetas tipo *d30*, ya que numéricamente, tampoco se produce la fractura de las mismas.

En todos los casos se realizará primero una comparación cualitativa en cuanto a la morfología de la fractura producida, se continuará con los resultados referidos al instante de propagación de fisura, y por último, se compararán las velocidades de propagación de la misma.

6.3.1. Probetas de espesor delgado

Morfología de la fractura:

El modo de fallo observado experimentalmente en todas las probetas de este espesor ensayadas ha sido de tipo dúctil, independientemente de la excentricidad de la entalla, resultado que ha sido obtenido también en las simulaciones numéricas realizadas.

En la Fig.6.10 se muestra la fractura de una probeta tipo *B5d0*, tanto numérica como experimentalmente, pudiéndose comprobar como los resultados son prácticamente idénticos. Lo mismo ocurre con las probetas tipo *B5d15*,

representadas en la Fig.6.11, en las que la trayectoria de propagación de la fisura se mantiene en el plano de la entalla en ambos casos, al contrario de lo que ocurre en el modo de fractura frágil, como se comprobará más adelante.

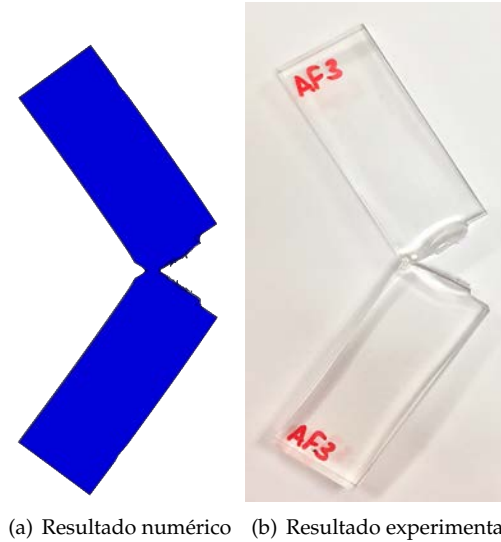


Figura 6.10. Comparación en la fractura de probetas tipo *B5d0*

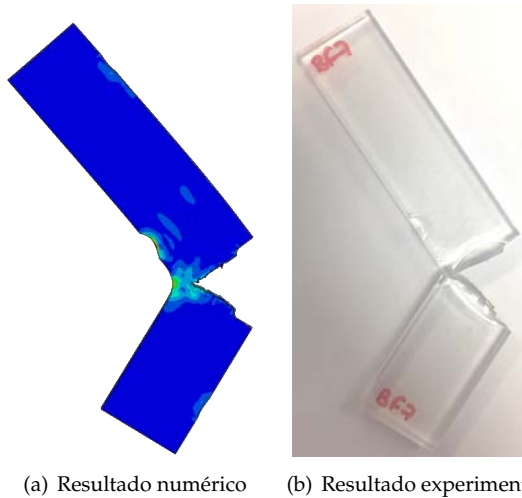


Figura 6.11. Comparación en la fractura de probetas tipo *B5d15*

Si se comparan las superficies de fractura en estos casos de fallo dúctil (ver Fig.6.12), se puede observar como también aparece numéricamente la reducción del espesor debido a la elevada deformación plástica producida a lo largo de la longitud de la fisura.

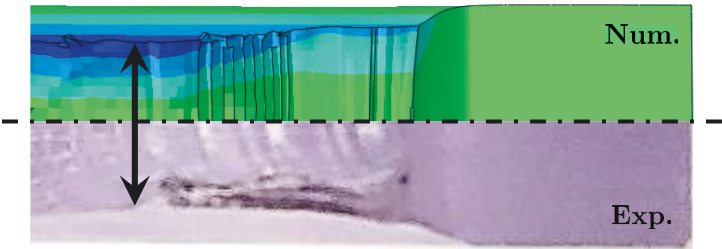


Figura 6.12. Reducción del espesor en el modo de fractura dúctil

Instante de inicio de propagación de fisura:

Tal y como se ha comentado anteriormente, se ha realizado una simulación por cada presión de lanzamiento del proyectil. En el caso de las probetas de menor espesor, dichas presiones han sido: $P_1 = 1\text{ bar}$, $P_2 = 1,5\text{ bar}$ y $P_3 = 1,75\text{ bar}$. La comparación en cuanto al tiempo transcurrido entre que se produce el contacto entre barra incidente y probeta, hasta que se inicia la fractura de la misma, se ha realizado por lo tanto con los valores experimentales promedio recogidos en la tabla 4.8.

	Presión [bar]	Tiempo exp. [μs]	Tiempo num. [μs]	Error rel.
B5d0	1	2450 ± 172	3332	26 %
	1,5	1640 ± 15	2312	29 %
	1,75	1620 ± 17	2041	21 %
B5d15	1	No rompe	No rompe	-
	1,5	2800 ± 60	3864	28 %
	1,75	2190 ± 23	2803	22 %

Tabla 6.4. Comparación en los tiempos de inicio de fractura en probetas de tipo B5

A la vista de los resultados mostrados en la tabla 6.4, se observa que en todos los casos el error relativo se encuentra en torno al 20 – 30 %, independientemente de la excentricidad de la entalla. Es importante aclarar que la

determinación del instante de propagación de la fisura experimentalmente a partir de las imágenes grabadas por las cámaras de alta velocidad no es inmediata. Debido a las elevadas deformaciones plásticas que ocurren en el entorno de la entalla, se produce una reducción del espesor por efecto Poisson, tal y como ya se ha comentado; esa disminución del espesor provoca la curvatura de la superficie libre de la probeta apareciendo brillos en dicha superficie por la reflexión de la luz incidente (ver Fig.6.13). Estos brillos dificultan enormemente la determinación exacta del instante en el cual se produce la propagación inicial de la fisura, y puede ser uno de los motivos por los que los errores relativos mostrados en la tabla 6.4 alcanzan dichos valores.

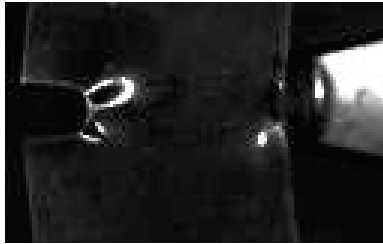


Figura 6.13. Brillos originados por la reducción del espesor en la zona de la entalla en el modo de fallo dúctil

En la Fig.6.14 se muestra una representación gráfica de los tiempos de inicio de fractura tanto experimentales como numéricos.

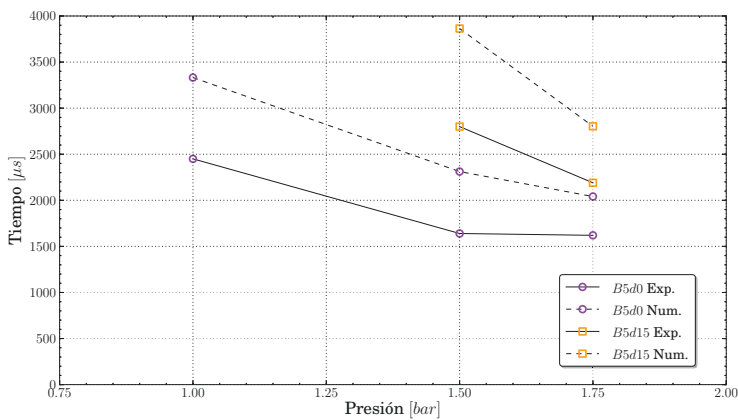


Figura 6.14. Comparación gráfica de los instantes de propagación de la fisura en probetas de tipo B5

Velocidad de propagación de fisura:

En cuanto al análisis de la velocidad de propagación de fisura, el procedimiento seguido es equivalente al realizado para comparar el tiempo de inicio de la fisura. En este caso, los valores obtenidos experimentalmente se detallaron en el apartado 4.4.3, y la comparación con los resultados numéricos se muestra en la tabla 6.5.

	Presión [bar]	Vel. exp. [mm/s]	Vel. num. [mm/s]	Error rel.
B5d0	1	1391,53 ± 171,82	1558,51	11 %
	1,5	2815,45 ± 155,73	3265,92	14 %
	1,75	3136,22 ± 92,86	3481,20	10 %
B5d15	1	No rompe	No rompe	-
	1,5	4393,24 ± 208,29	5008,29	12 %
	1,75	6079,59 ± 207,30	6626,75	8 %

Tabla 6.5. Comparación de las velocidades de propagación de fisura en probetas de tipo B5

Los errores relativos obtenidos en el cálculo de la velocidad de propagación de fisura son menores que los correspondientes al cálculo del instante de inicio de la propagación, lo cual, tal y como se verá más adelante, ocurre en todos los casos independientemente de la geometría y velocidad de impacto. Además, se observa que para probetas con entalla excéntrica el error obtenido es ligeramente menor.

En la Fig.6.15 se representan gráficamente estas velocidades, pudiéndose comprobar que al igual que ocurría con el tiempo de inicio de fractura, los resultados son siempre superiores en el caso de las simulaciones numéricas.

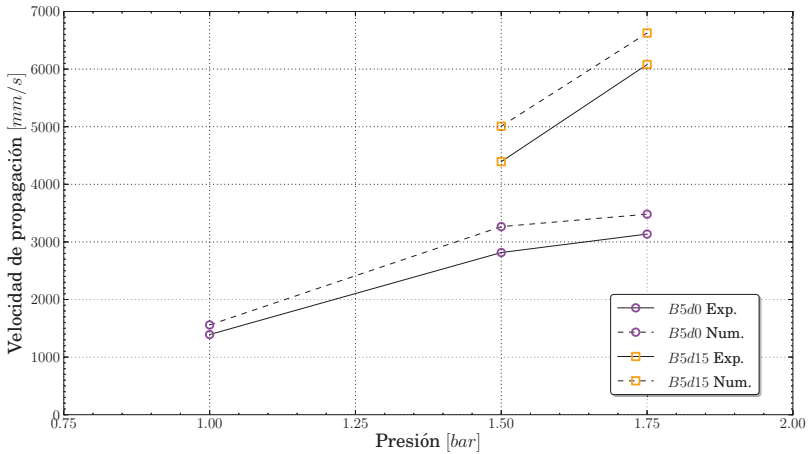


Figura 6.15. Comparación gráfica de las velocidades de propagación de fisura en probetas de tipo B5

Además, para cada caso analizado, se han obtenido la longitud de fisura $a(t)$ y la velocidad de propagación de la misma $\dot{a}(t)$ en cada instante de tiempo. De esta manera se pueden comparar, de forma más detallada, los resultados experimentales medidos, frente a la predicción numérica obtenida con el modelo de daño propuesto.

A modo de ejemplo, se muestran los resultados obtenidos para la probeta B5d15P1,75N2 (Figs.6.16 y 6.17). Para mayor claridad, se representan las variables $a(t)$ y $\dot{a}(t)$ tomando como origen de coordenadas el instante de inicio de la propagación.

En ambas figuras se muestra la buena correlación entre los resultados experimentales medidos, y la predicción proporcionada por el modelo numérico implementado con el modelo de daño propuesto. Puede comprobarse como, a la vista de la Fig.6.16, la predicción numérica reproduce las pequeñas oscilaciones producidas durante el proceso de crecimiento de la fisura, las cuales también se ven reflejadas en la Fig.6.17, debidas a efectos dinámicos producidos por el fenómeno de propagación de ondas en el material. Cabe recordar que los valores promedio de velocidad de propagación de fisura recogidos en la tabla 6.5, se han calculando promediando los valores de velocidad instantáneos representados en la Fig.6.17.

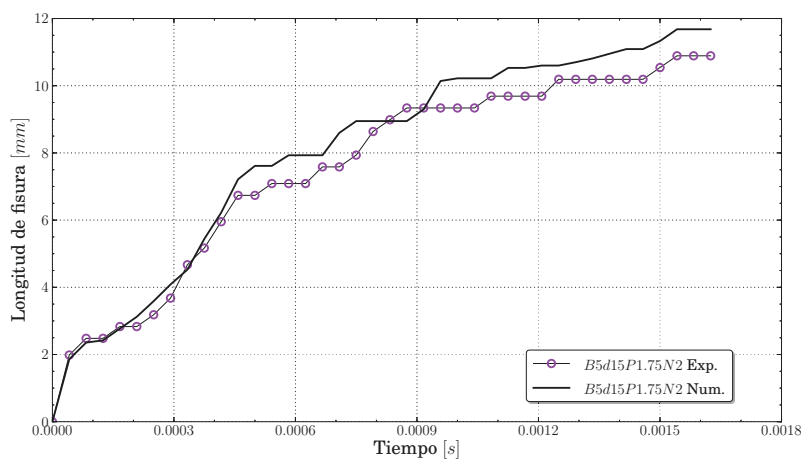


Figura 6.16. Longitud de fisura para la probeta *B5d15P1,75N2*

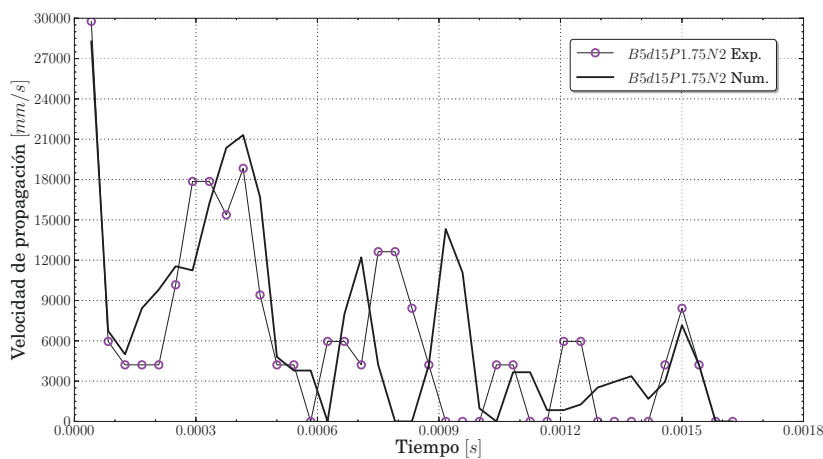


Figura 6.17. Velocidad de propagación para la probeta *B5d15P1,75N2*

6.3.2. Probetas de espesor medio

Morfología de la fractura:

En el caso de las probetas de tipo *B10*, el modo de fallo predominante a las velocidades de impacto ensayadas ha sido la fractura dúctil, exceptuando las

dos probetas $B10d0P2,25N4$ y $B10d0P2,25N5$ que rompieron de forma frágil, tal y como se describió en el apartado 4.4.

La comparación con los resultados numéricos se muestra en las Figs.6.18 y 6.19, para entalla centrada y excéntrica respectivamente, pudiéndose observar que cualitativamente el modelo numérico predice de forma adecuada los resultados medidos experimentalmente.

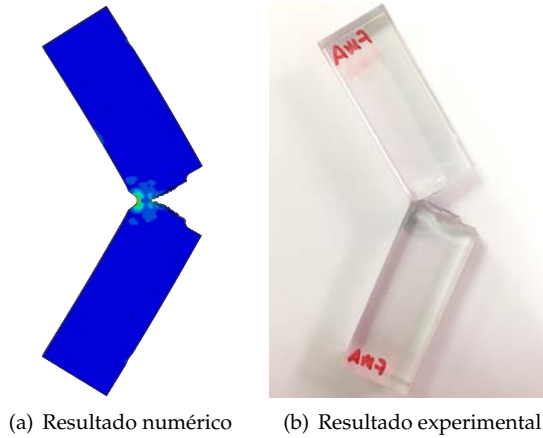


Figura 6.18. Comparación en la fractura de probetas tipo $B10d0$

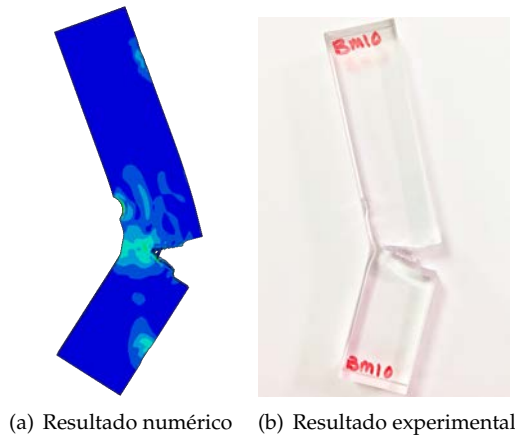


Figura 6.19. Comparación en la fractura de probetas tipo $B10d15$

Instante de inicio de propagación de fisura:

Las presiones de lanzamiento a las cuales se han ensayado las probetas de tipo *B10* han sido: $P_1 = 1,5\text{ bar}$, $P_2 = 1,75\text{ bar}$ y $P_3 = 2,25\text{ bar}$. La comparación de resultados experimentales con los obtenidos numéricamente se muestra en la tabla 6.6, y se representa gráficamente en la Fig.6.20, donde se puede observar que al contrario de lo que ocurría para las probetas de menor espesor, los resultados numéricos se encuentran por debajo de los experimentales, prediciendo la rotura antes de lo evidenciado de forma experimental.

	Presión [bar]	Tiempo exp. [μs]	Tiempo num. [μs]	Error rel.
<i>B10d0</i>	1,5	1723 ± 68	1080	37 %
	1,75	1683 ± 67	974	42 %
	2,25	1220 ± 35	925	24 %
<i>B10d15</i>	1,5	No rompe	No rompe	-
	1,75	2500 ± 296	1520	39 %
	2,25	2120 ± 44	1485	30 %

Tabla 6.6. Comparación en los tiempos de inicio de fractura en probetas de tipo *B10*

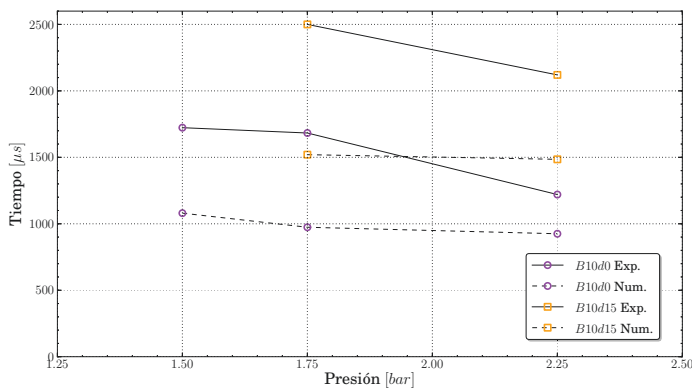


Figura 6.20. Comparación gráfica de los instantes de propagación de la fisura en probetas de tipo *B10*

Tal y como ocurría con las probetas de menor espesor, el error relativo cometido en la predicción del instante en el cual se produce el inicio de la propagación es algo elevado, pudiendo atribuirse al posible error cometido en

la determinación experimental de dicho valor, así como otras posibles razones que se detallarán en el apartado 6.3.4.

Velocidad de propagación de fisura:

Al igual que en el caso anterior, los resultados tanto numéricos como experimentales se recogen en la tabla 6.7 junto con los errores relativos obtenidos. Nuevamente se observa como dichos errores son inferiores a los obtenidos en el cálculo del tiempo de inicio del daño; siendo las velocidades de propagación obtenidas numéricamente superiores a las experimentales (ver Fig.6.21), tal y como ocurría también en las probetas de tipo B5.

	Presión [bar]	Vel. exp. [mm/s]	Vel. num. [mm/s]	Error rel.
B10d0	1,5	1925,56 ± 45,80	2375,01	19 %
	1,75	2331,85 ± 188,24	2732,95	15 %
	2,25	3376,93 ± 59,77	3797,60	11 %
B10d15	1,5	No rompe	No rompe	-
	1,75	3219,76 ± 113,17	3778,41	15 %
	2,25	3608,43 ± 207,30	3897,10	8 %

Tabla 6.7. Comparación de las velocidades de propagación de fisura en probetas de tipo B10

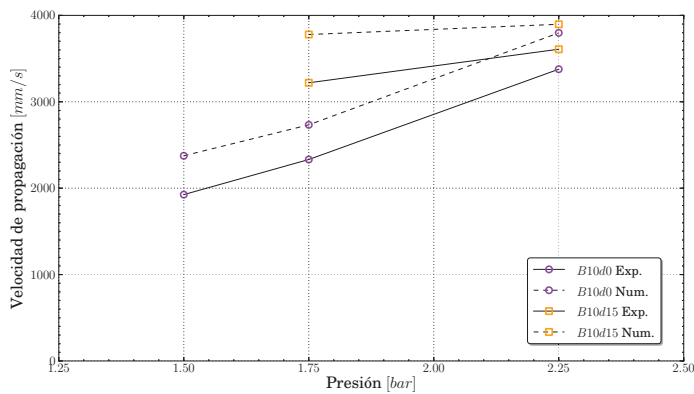


Figura 6.21. Comparación gráfica de las velocidades de propagación de fisura en probetas de tipo B10

Al igual que para las probetas *B5*, se van a mostrar a modo de ejemplo, la evolución temporal de la longitud de fisura y de la velocidad de propagación para una probeta en concreto, en este caso la probeta *B10d0P1,5N1*.

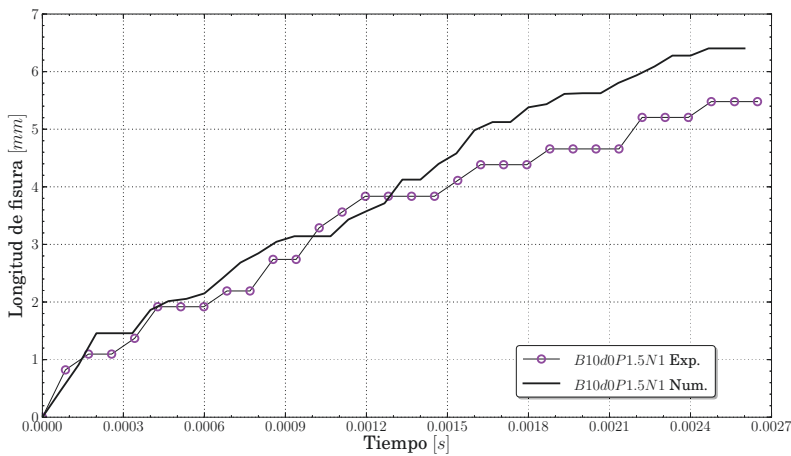


Figura 6.22. Longitud de fisura para la probeta *B10d0P1,5N1*

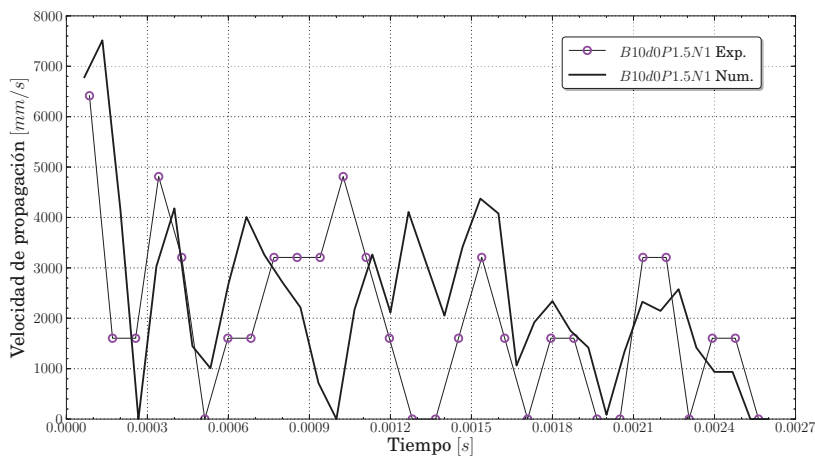


Figura 6.23. Velocidad de propagación para la probeta *B10d0P1,5N1*

Nuevamente se observa la buena correlación entre la medición experimental y la predicción numérica, reproduciéndose las mismas tendencias.

6.3.3. Probetas de espesor grueso

Morfología de la fractura:

Las probetas de mayor espesor sufrieron una rotura frágil en todos los casos analizados, lo cual ha sido reproducido fielmente mediante las simulaciones numéricas realizadas. En las Figs.6.24 y 6.25, se muestra una comparación de la morfología de las probetas tras la rotura, entre resultados numéricos y experimentales, para probetas de tipo *B20d0* y *B20d15*.

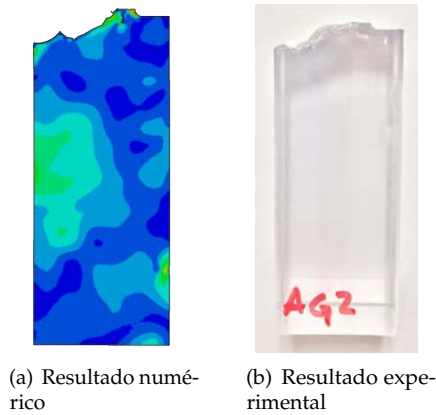


Figura 6.24. Comparación en la fractura de probetas tipo *B20d0*

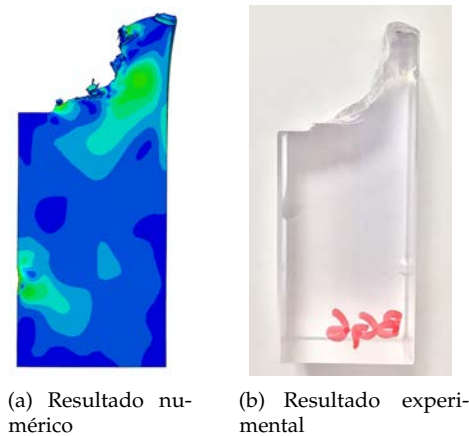


Figura 6.25. Comparación en la fractura de probetas tipo *B20d15*

En la Fig.6.25(a) se puede comprobar como numéricamente, en los casos de fractura frágil y posición de entalla excéntrica, la dirección de propagación de la fisura no se mantiene en el plano de la entalla (como ocurría en los casos de fractura dúctil), sino que varía intentando buscar el camino según el cual las condiciones locales de carga corresponden a un modo I de deformación.

Instante de inicio de propagación de fisura:

Para este último espesor de probeta analizado, las presiones a las cuales se ha realizado el lanzamiento del proyectil han sido: $P_1 = 1,75 \text{ bar}$, $P_2 = 2,25 \text{ bar}$ y $P_3 = 2,5 \text{ bar}$, obteniéndose en cada caso el valor del tiempo transcurrido desde el contacto inicial de barra y probeta, hasta que se produce la fractura de la misma. Dichos valores de tiempo se recogen en la tabla 6.8 donde se comparan con los obtenidos experimentalmente, proporcionando el error relativo cometido.

	Presión [bar]	Tiempo exp. [μs]	Tiempo num. [μs]	Error rel.
B20d0	1,75	510 ± 30	552	7,6 %
	2,25	197 ± 6	207	4,8 %
	2,5	183 ± 32	163	11 %
B20d15	1,75	547 ± 12	543	0,7 %
	2,25	217 ± 15	198	8,7 %
	2,5	190 ± 10	181	4,7 %

Tabla 6.8. Comparación en los tiempos de inicio de fractura en probetas de tipo B20

Para el modo de fractura frágil, se puede comprobar que los errores obtenidos al predecir el instante de inicio de la propagación son considerablemente inferiores a los del modo de fractura dúctil. Cuando la rotura es de tipo frágil, la plastificación en la zona de la entalla es prácticamente nula, evitando así la reducción del espesor por efecto Poisson y no apareciendo los brillos observados para el modo de rotura dúctil. Por este motivo, la determinación experimental del instante de inicio de la propagación y del punto exacto de la misma, es mucho más sencilla en probetas que rompen según un modo de fractura frágil, reduciendo el posible error.

En el caso de fractura frágil, se ha analizado también el punto exacto en el que se produce la fractura inicial, tanto numérica como experimentalmente. Tal y como se muestra en la Fig.6.26, dicho punto aparece en el plano de simetría de la probeta (en el centro de su espesor) y a una cierta distancia crítica desde

el extremo de la entalla, tanto en los ensayos experimentales como en las simulaciones numéricas (es preciso recordar que las imágenes correspondientes al modelo numérico, la superficie que se muestra corresponde al plano de simetría de la probeta).

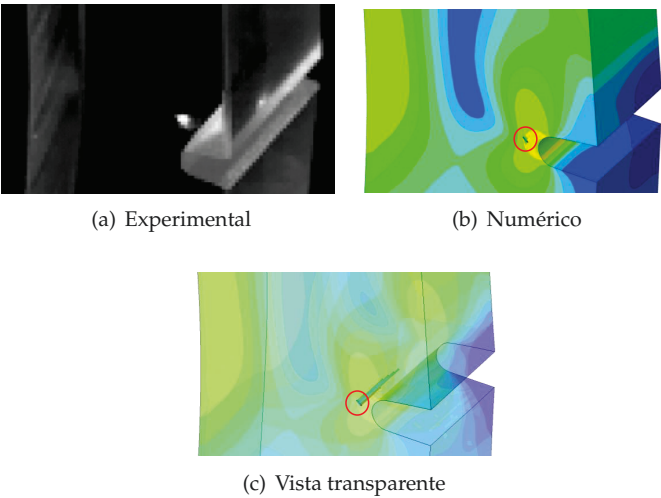


Figura 6.26. Punto de inicio de la fractura frágil. Comparación numérica y experimental

La comparación entre los valores numéricos de la distancia crítica a la cual se inicia el fallo, tanto de forma experimental como numérica, se muestran en la tabla 6.9, pudiéndose observar unos valores de error relativo bastante aceptables.

	Presión [bar]	Distancia exp. [mm]	Distancia num. [mm]	Error rel.
<i>B20d0</i>	1,75	1,4 ± 0,3	1,5	6,7 %
	2,25	1,2 ± 0,2	1,3	7,7 %
	2,5	0,8 ± 0,3	0,8	0 %
<i>B20d15</i>	1,75	1,2 ± 0,2	1,4	14 %
	2,25	1,4 ± 0,2	1,6	12,5 %
	2,5	1,1 ± 0,3	1,2	8,3 %

Tabla 6.9. Comparación de la distancia de inicio de la fractura en probetas de tipo *B20*

Velocidad de propagación de fisura:

Por último, se van a mostrar los resultados referidos a la velocidad de propagación de fisura en probetas de tipo *B20*, los cuales se recogen en la tabla 6.10 junto con los errores relativos obtenidos. Al igual que para el resto de espesores de probeta, estos errores son inferiores a los obtenidos en el cálculo del tiempo de inicio de la fractura. La representación gráfica de dichos valores puede observarse en la Fig.6.27).

	Presión [bar]	Vel. exp. [m/s]	Vel. num. [m/s]	Error rel.
<i>B20d0</i>	1,75	247,40 ± 21,45	220,70	11 %
	2,25	272,72 ± 8,51	268,94	1,4 %
	2,5	271,82 ± 18,95	282,43	3,7 %
<i>B20d15</i>	1,75	251,37 ± 14,97	262,51	4,2 %
	2,25	242,65 ± 9,94	222,86	8,1 %
	2,5	237,72 ± 7,32	221,62	6,8 %

Tabla 6.10. Comparación de las velocidades de propagación de fisura en probetas de tipo *B20*

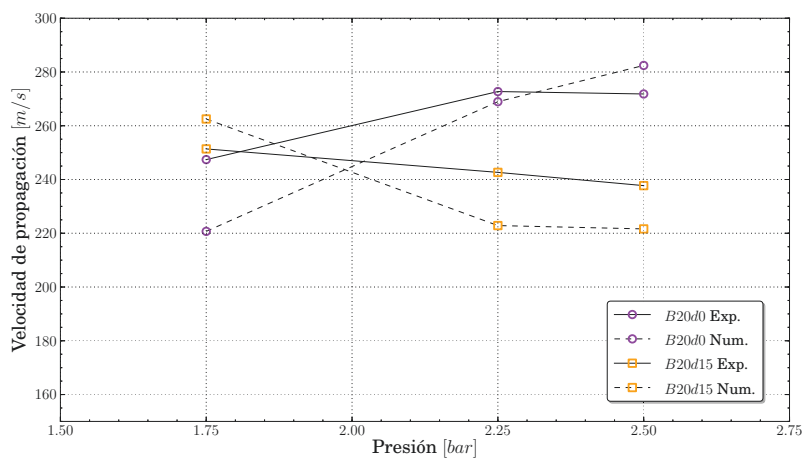


Figura 6.27. Comparación gráfica de las velocidades de propagación de fisura en probetas de tipo *B20*

Los errores relativos obtenidos en la predicción de la velocidad de propagación de fisura en probetas de tipo *B20* también son bastante menores (en torno

a un 6 % en valor promedio) a los obtenidos para las probetas de menor espesor, tal y como ocurría con la predicción del instante de inicio del fallo.

Por último, al igual que con el resto de espesores, se muestran a modo de ejemplo (Figs.6.28 y 6.29), la evolución temporal de la longitud de fisura y de la velocidad de propagación obtenidas para la probeta *B20d0P1,75N1*, destacando otra vez el elevado grado de correlación y tendencias obtenido.

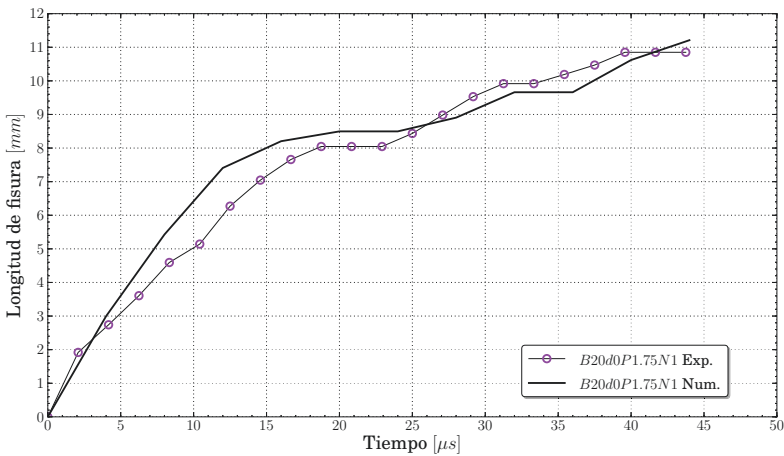


Figura 6.28. Longitud de fisura para la probeta *B20d0P1,75N1*

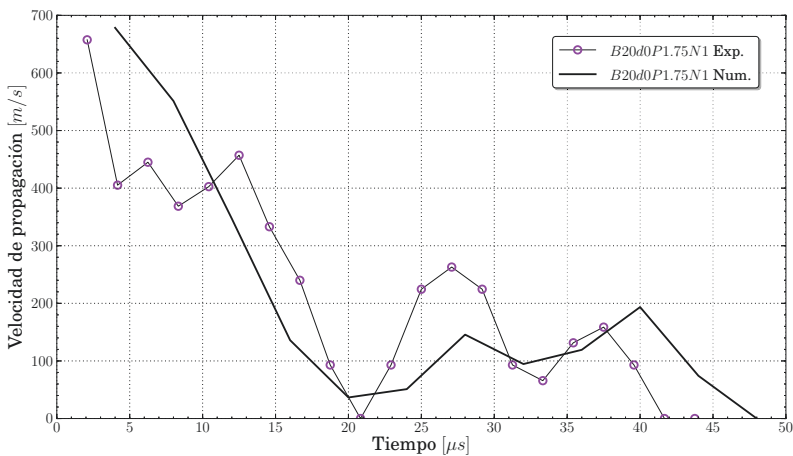


Figura 6.29. Velocidad de propagación para la probeta *B20d0P1,75N1*

6.3.4. Resumen de resultados

A continuación se va a realizar una comparación entre los resultados obtenidos para cada uno de los espesores analizados. La primera conclusión a destacar es que, al igual que ocurría experimentalmente, se ha conseguido reproducir la transición frágil-dúctil en el modo de fallo que ocurre en función del espesor de las probetas analizadas; ya que numéricamente, las probetas de tipo *B5* y *B10* han sufrido una fractura de tipo dúctil, mientras que las probetas de tipo *B20* han roto de forma frágil. Cualitativamente, la morfología de la fractura obtenida numéricamente, tanto en las probetas que rompen según un modo de fallo dúctil, como las que lo hacen según un modo frágil, es muy similar a lo observado en los ensayos experimentales.

Tal y como se mostró en los resultados del modelo numérico correspondiente a los ensayos de calibración (ver Figs.6.3 y 6.7), se han analizado los valores de deformación plástica equivalente y temperatura a lo largo de la longitud de fisura para los dos mecanismos de fallo observados. En la Fig.6.30 puede observarse como en el modo de fractura dúctil se produce un incremento de $\dot{\epsilon}$ y temperatura en la dirección de propagación de la fisura; mientras que para el modo de fractura frágil, mostrado en la Fig.6.31, el incremento de deformación plástica equivalente y temperatura es prácticamente inexistente a lo largo de la longitud de fisura.

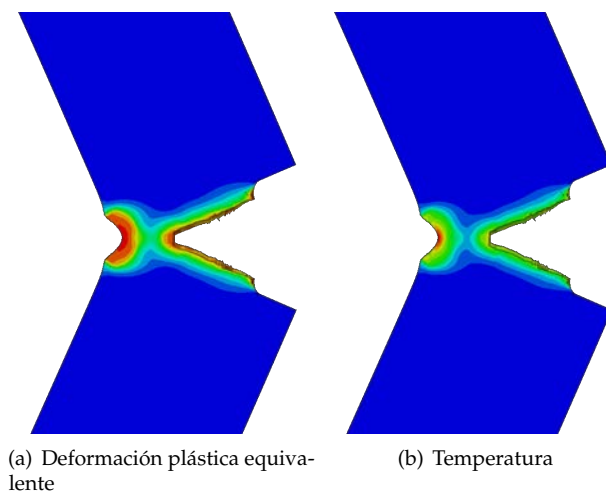


Figura 6.30. Contornos de deformación plástica equivalente y temperatura para el modo de fractura dúctil en ensayos de flexión en tres puntos dinámica

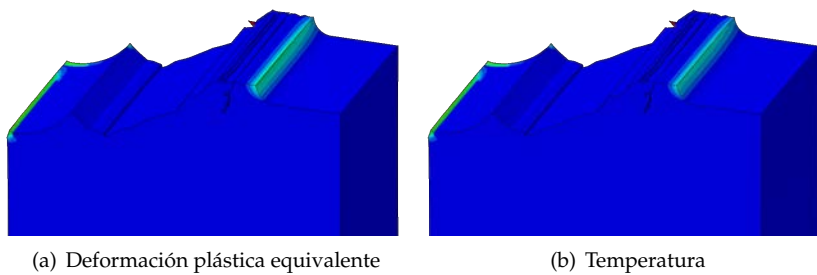


Figura 6.31. Contornos de deformación plástica equivalente y temperatura para el modo de fractura frágil en ensayos de flexión en tres puntos dinámica

A continuación, en las tablas 6.11 y 6.12, se recogen a modo de resumen todos los errores obtenidos numéricamente en el cálculo del tiempo transcurrido desde el contacto inicial de la barra con la probeta, hasta que se produce la fractura de la misma; donde $P_1 < P_2 < P_3$ son las tres presiones a las cuales se ha lanzado el proyectil.

	<i>B5d0</i>	<i>B5d15</i>	<i>B10d0</i>	<i>B10d15</i>
<i>P</i> ₁	26 %	-	37 %	-
<i>P</i> ₂	29 %	28 %	42 %	39 %
<i>P</i> ₃	21 %	22 %	24 %	30 %

Tabla 6.11. Resumen de errores relativos obtenidos en el cálculo del tiempo de inicio de fractura en el modo de fallo dúctil

	<i>B20d0</i>	<i>B20d15</i>
<i>P</i> ₁	7,6 %	0,7 %
<i>P</i> ₂	4,8 %	8,7 %
<i>P</i> ₃	11 %	4,7 %

Tabla 6.12. Resumen de errores relativos obtenidos en el cálculo del tiempo de inicio de fractura en el modo de fallo frágil

A la vista de los resultados obtenidos, se puede observar que los errores relativos para el caso de fractura frágil son bastante menores que en el caso de fractura dúctil, tal y como ocurre también en el cálculo de la velocidad de propagación de fisura (ver tablas 6.13 y 6.14). Además, de manera global, también puede concluirse con que los errores obtenidos en el cálculo de las

velocidades de propagación de fisura son considerablemente menores que los correspondientes al cálculo del instante de inicio de la rotura.

	<i>B5d0</i>	<i>B5d15</i>	<i>B10d0</i>	<i>B10d15</i>
<i>P₁</i>	11 %	-	19 %	-
<i>P₂</i>	14 %	12 %	15 %	15 %
<i>P₃</i>	10 %	8 %	11 %	8 %

Tabla 6.13. Resumen de errores relativos obtenidos en el cálculo de la velocidad de propagación de fisura en el modo de fallo dúctil

	<i>B20d0</i>	<i>B20d15</i>
<i>P₁</i>	11 %	4,2 %
<i>P₂</i>	1,4 %	8,1 %
<i>P₃</i>	3,7 %	6,8 %

Tabla 6.14. Resumen de errores relativos obtenidos en el cálculo de la velocidad de propagación de fisura en el modo de fallo frágil

Estas diferencias pueden ser debidas a diversos motivos:

- el modelo constitutivo empleado es bastante sencillo y podría mejorarse o usar otros de mayor complejidad, ya que como se ha comentado anteriormente, el objetivo de esta Tesis no es enfocarse en el modelo constitutivo sino en el modelo de daño del material. Por este motivo, se ha optado por implementar un modelo que recoja la influencia de la velocidad de deformación y de la temperatura, propias de estos materiales, pero con la mayor simplicidad posible.
- se ha considerado como hipótesis simplificativa no incluir el ablandamiento post-plastificación observado en el comportamiento constitutivo, tal y como se expuso en el capítulo 3. Si bien es cierto que para elevadas velocidades de deformación dicho ablandamiento se suaviza, el no considerarlo puede concurrir en cierto error.
- los valores de densidad de energía de deformación que definen el criterio de fractura dúctil, W_{crit} y W_{frac} , se han considerado independientes de la velocidad de deformación, como hipótesis de partida.

- en el criterio de fallo dúctil, el valor del exponente b en la expresión que relaciona la tensión equivalente degradada y sin degradar, $\bar{\sigma} = \bar{\sigma}^*(1 - D^b)$, ha sido establecido por simplicidad como $b = 1$.
- para los casos de fractura dúctil, la aparición de brillos en la zona próxima al extremo de la entalla inicial puede dificultar, tal y como se ha expuesto anteriormente, la determinación experimental del instante de inicio de la fractura, y el seguimiento del extremo de fisura a lo largo del proceso de propagación.

Por lo tanto, teniendo en cuenta los resultados obtenidos, es posible validar, en primera instancia, el modelo de comportamiento propuesto. Las predicciones obtenidas numéricamente en los ensayos de validación muestran bastante buena concordancia con los resultados experimentales posteriormente obtenidos, teniendo en cuenta además que en todo momento se ha intentado abordar el problema buscando la mayor simplicidad posible.

Atendiendo exclusivamente al modelo de daño, el criterio de fractura dúctil permite plantear posibles alternativas de mejora, con el objetivo de reducir los errores relativos obtenidos. Una posible opción sería considerar la dependencia de W_{crit} y W_{frac} con la velocidad de deformación del material, mientras que otra posibilidad sería analizar la influencia del valor del exponente b que relaciona la degradación del material con el parámetro de daño D .

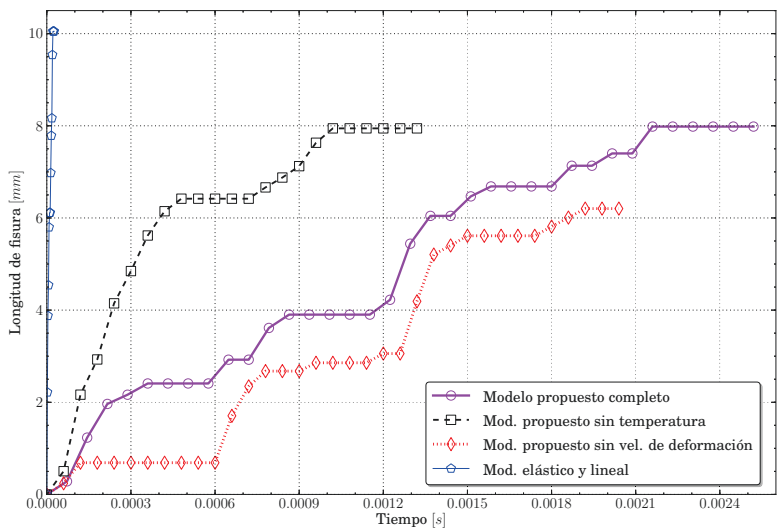
Los márgenes de mejora del criterio de daño frágil son más reducidos, siendo los errores relativos obtenidos en este caso bastante aceptables tanto en lo que respecta al instante y localización del inicio de la rotura, como a la predicción de la velocidad de propagación de fisura.

En cuanto al modelo constitutivo, sería necesario analizar la influencia del ablandamiento post-plastificación, e incluso la opción de considerar endurecimiento cinemático.

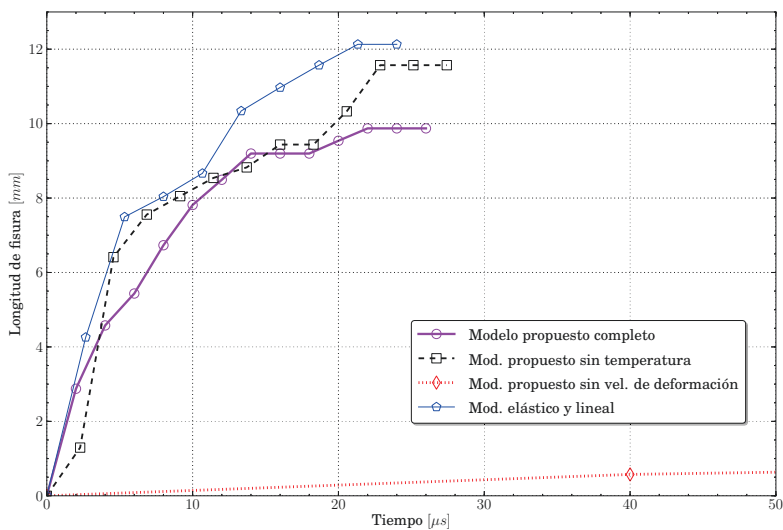
Tal y como se ha venido comentado, es importante destacar que el modelo de daño propuesto en esta Tesis es independiente del modelo constitutivo que se utilice para reproducir el comportamiento del material, sin embargo, éste último influye de manera lógica en los resultados que predice el modelo de daño. Para proporcionar una idea de la influencia del modelo constitutivo sobre el proceso de fractura del material, se muestran en la Fig.6.32 la evolución de la longitud de fisura frente al tiempo para dos casos representativos de cada uno de los modos de fallo, un caso en el que la probeta rompe de forma dúctil (Fig.6.32(a)) y otro en el que lo hace de forma frágil (Fig.6.32(b)).

En ambos casos se representa:

- longitud de fisura calculada con el modelo propuesto completo.
- longitud de fisura con el modelo propuesto, sin tener en cuenta la influencia de la temperatura.
- longitud de fisura con el modelo propuesto, sin tener en cuenta la influencia de la velocidad de deformación.
- longitud de fisura calculada con un modelo de material elástico y lineal.



(a) Caso de fractura dúctil



(b) Caso de fractura frágil

Figura 6.32. Influencia del modelo constitutivo en la longitud de fisura

En el caso de fractura dúctil (ver Fig.6.32(a)), se puede comprobar como la influencia de la temperatura es mayor que el de la velocidad de deformación. Cuando se elimina el efecto de la temperatura de la función de endurecimiento del material, las tensiones alcanzadas en el mismo aumentan debido a que se inhibe el ablandamiento térmico, provocando así que se alcancen antes las condiciones necesarias para que se produzca la fractura, con el consiguiente aumento en la velocidad de propagación de la fisura. Si por el contrario se elimina el efecto de la velocidad de deformación, ocurre el efecto opuesto, ya que se anula el endurecimiento por deformación que se produce en el material dando lugar a tensiones menores, y por lo tanto, también a una velocidad de propagación de fisura menor. Por último, si se considera el material como elástico y lineal durante todo el proceso de fractura, se observa como la velocidad de propagación aumenta de forma considerable, debido a que en este caso la fractura producida pasa a ser de tipo frágil.

Si se analiza el caso en el que la fractura de la probeta es de tipo frágil (ver Fig.6.32(b)), se puede observar como la influencia de la plasticidad y de la temperatura son mucho menores que en el caso de fractura dúctil, lo cual cobra sentido si se tiene en cuenta (tal y como se ha observado anteriormente) que en el modo de fractura frágil apenas se producían deformaciones plásticas ni incrementos de temperatura a lo largo de la superficie de fractura. Sin embargo, al suprimir el efecto de la velocidad de deformación, sí que se produce un cambio considerable, ya que la fractura pasa a producirse según un modo de fallo dúctil, disminuyendo de forma notable su velocidad de propagación.

6.4. Análisis numérico del proceso de transición en el modo de fallo

Una vez validado el modelo de daño propuesto, y los modelos numéricos desarrollados, se va a llevar a cabo un análisis detallado del proceso de transición frágil-dúctil en el modo de fallo. Dicho análisis se va a realizar desde un punto de vista numérico, ya que alcanzar de forma experimental los valores de velocidad de deformación o espesor exactos a los cuales se produce dicha transición es sumamente complicado.

6.4.1. Influencia de la velocidad de deformación

En las simulaciones numéricas llevadas a cabo para reproducir los ensayos realizados por Ravi-Chandar et al. [1], correspondientes al impacto asimétrico de un proyectil cilíndrico contra una probeta plana con entalla simple, se obtuvo

que la velocidad de impacto del proyectil a la cual se producía dicha transición era $v_{trans} = 58 \text{ m/s}$. Por debajo de dicha velocidad el fallo sigue siendo de tipo frágil, pero a medida que la velocidad de impacto se acerca a dicha velocidad de transición, se aprecian ciertas diferencias en el proceso de propagación de la fisura. Estas particularidades se detallarán a continuación, analizando los resultados obtenidos para impactos realizados a velocidad $v_{imp} = 50 \text{ m/s}$ y $v_{imp} = 55 \text{ m/s}$.

Impacto a $v_{imp} = 50 \text{ m/s} < v_{trans}$

Para el caso con $v_{imp} = 50 \text{ m/s} < v_{trans}$, se representa en la Fig.6.33 el proceso de propagación de la fisura, tanto en la superficie libre de la probeta, como en el plano de simetría de la misma. Se observa que el inicio de la propagación comienza en la superficie libre, en torno a los $43 \mu\text{s}$ desde el impacto (ver Fig.6.33(c)), de forma prácticamente horizontal según un modo de fallo dúctil, hasta llegar a los $50 \mu\text{s}$ aproximadamente. En este instante, la fisura se detiene y aparece una nueva fisura (ver Fig.6.33(e)) que se propaga según un modo de fallo frágil.

Si se observa este proceso de propagación de fisura en el plano de simetría de la probeta, se puede comprobar como para un tiempo de $43 \mu\text{s}$ (cuando en la superficie exterior ya se había iniciado el proceso de propagación), en dicho plano de simetría la fisura aún no había comenzado a propagar (Fig.6.33(d)). El inicio de la propagación en el plano de simetría comienza para un tiempo de $49 \mu\text{s}$ (ver Fig.6.33(f)), según un modo de fractura frágil. Esta segunda fisura, originada en la zona interna de la probeta, se propaga a través del espesor de la misma hacia la superficie libre, interaccionando con la fisura que se propagaba según un modo dúctil, la cual se detiene pasados $55 \mu\text{s}$ desde el impacto tras avanzar apenas 1 mm .

Por lo tanto, se ha observado que al aproximarse la velocidad de impacto a la cual ocurre la transición en el modo de fallo, comienza a aparecer una fisura dúctil en la cara exterior de la probeta, mientras que en el plano de simetría aparece una fisura dominada por el modo de fractura frágil, ligeramente más tarde. Esta última fisura se propaga a través del espesor de la probeta hacia la superficie libre de la misma, siendo el modo de fallo frágil el que finalmente predomina.

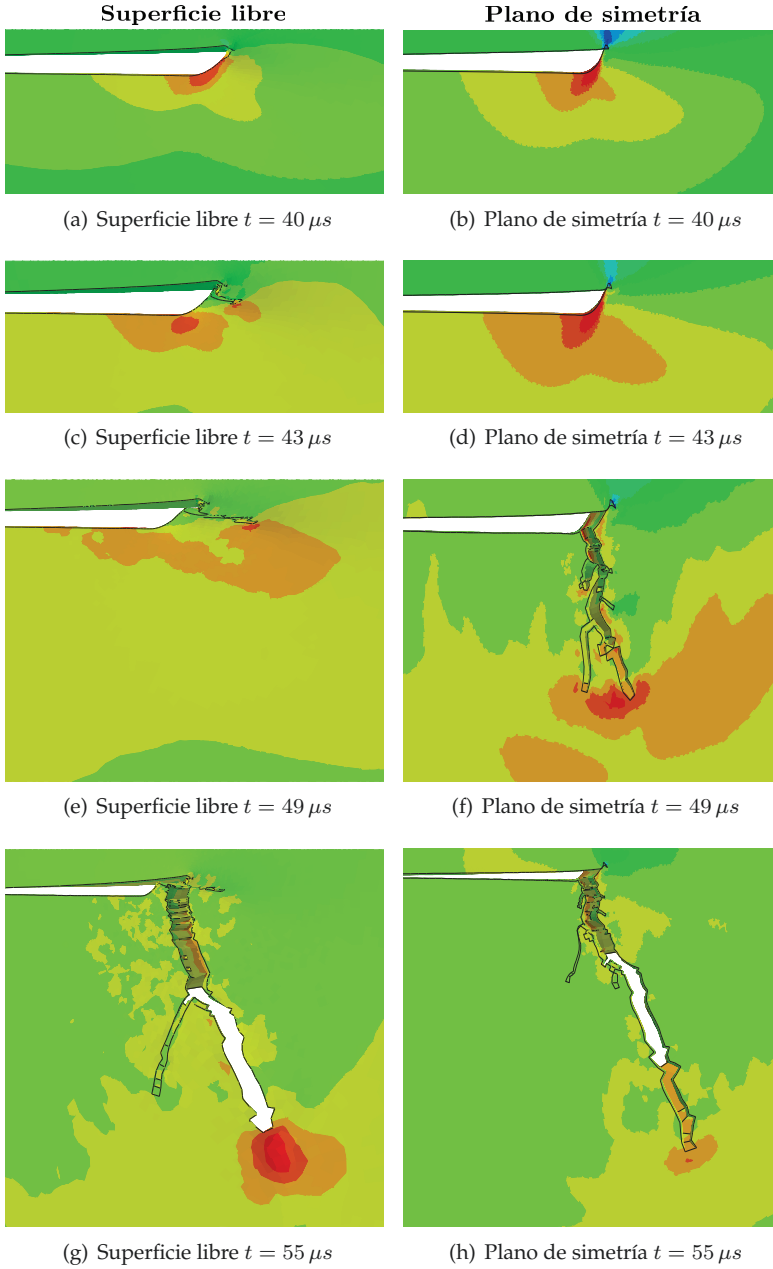


Figura 6.33. Propagación de fisura para $v_{imp} = 50 \text{ m/s}$

Impacto a $v_{imp} = 55 \text{ m/s} \lesssim v_{trans}$

Se va a analizar ahora el proceso de propagación de fisura al aumentarse aún más el valor de la velocidad de impacto del proyectil hasta una $v_{imp} = 55 \text{ m/s}$. En la Fig.6.34 se recoge la evolución de la fisura, tanto en la superficie libre de la probeta como en el plano de simetría.

Se puede observar como al igual que ocurría para un impacto a $v_{imp} = 50 \text{ m/s}$, a los $43 \mu\text{s}$ se inicia en la superficie libre una fisura que propaga según un modo de fractura dúctil (ver Fig.6.34(a)). No es hasta los $49 \mu\text{s}$ que se inicia la propagación de la fisura en el plano de simetría, pero al contrario de lo que ocurría para un impacto a $v_{imp} = 50 \text{ m/s}$, dicha propagación se produce según un modo de fractura dúctil (ver Fig.6.34(f)). Las fisuras siguen propagando en ambos planos de una manera dúctil, hasta que a los $64 \mu\text{s}$ la dirección de propagación de la fisura que se encuentra en el plano de simetría cambia de manera brusca, propagándose a partir de ese momento según un modo de fractura frágil (Figs.6.34(h) y 6.34(j)). Ésta última fisura frágil propaga a través del espesor de la probeta hacia la superficie libre, tal y como se puede observar en la Fig.6.34(k), mientras que la fisura que se originó en la superficie libre y que propagaba de forma dúctil se detiene.

El cambio observado en la dirección de propagación de la fisura que evoluciona en el plano de simetría podría definirse como una segunda transición dúctil-frágil, respecto a la cual no hay evidencia experimental reportada para el PC, pero que sí ha sido observada experimentalmente en probetas de Ti-6Al-4V [124].

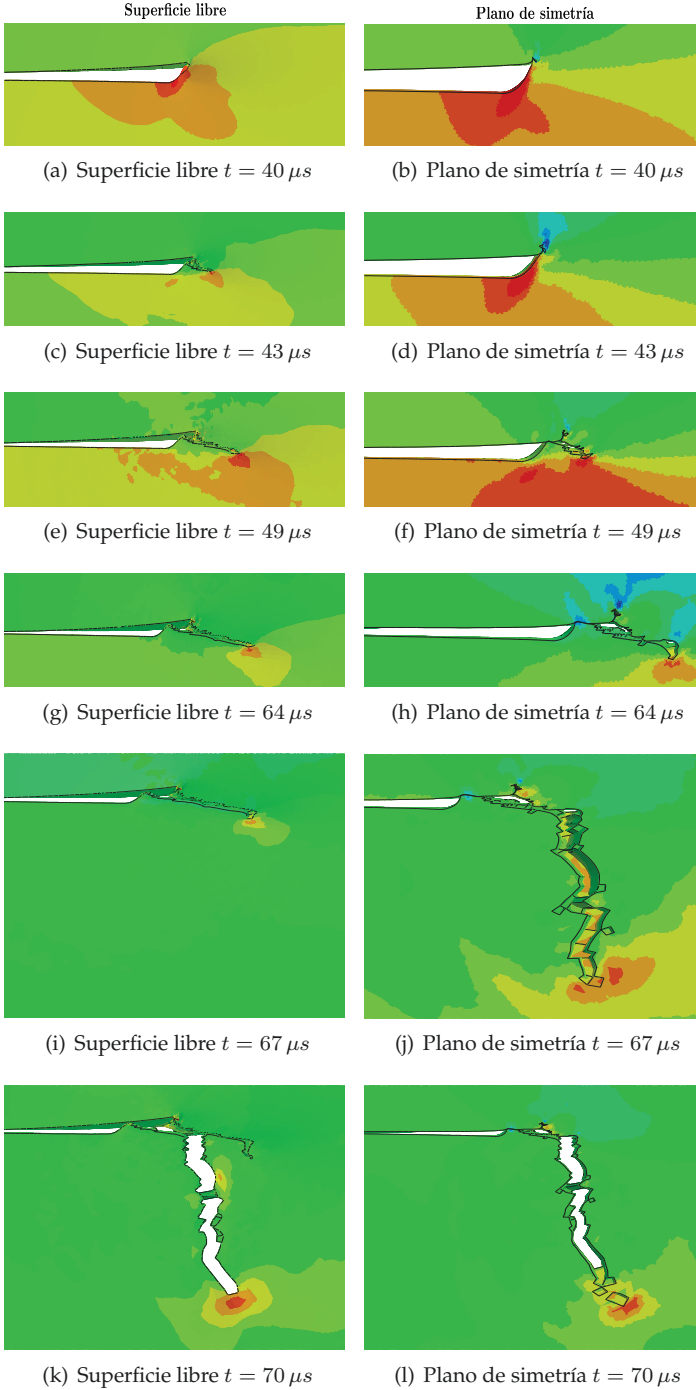


Figura 6.34. Propagación de fisura para $v_{imp} = 55 \text{ m/s}$

Resumen de resultados

Por lo tanto, según lo observado numéricamente en los análisis previos realizados en función de la velocidad de impacto del proyectil ($v_{imp} = 50 \text{ m/s}$ y $v_{imp} = 55 \text{ m/s}$), y por lo tanto de la velocidad de deformación en el extremo de la entalla, se pueden diferenciar cuatro situaciones diferentes en el proceso de transición en el modo de fallo (recogidas en la Fig.6.35), donde las velocidades de impacto del proyectil cumplen que: $v_1 < v_2 \lesssim v_3 \lesssim v_{trans} < v_4$. El resultado final de los impactos realizados a las velocidades v_1 , v_2 y v_3 es un modo de fractura frágil, mientras que para un impacto a velocidad v_4 se produce un modo de fallo dúctil.

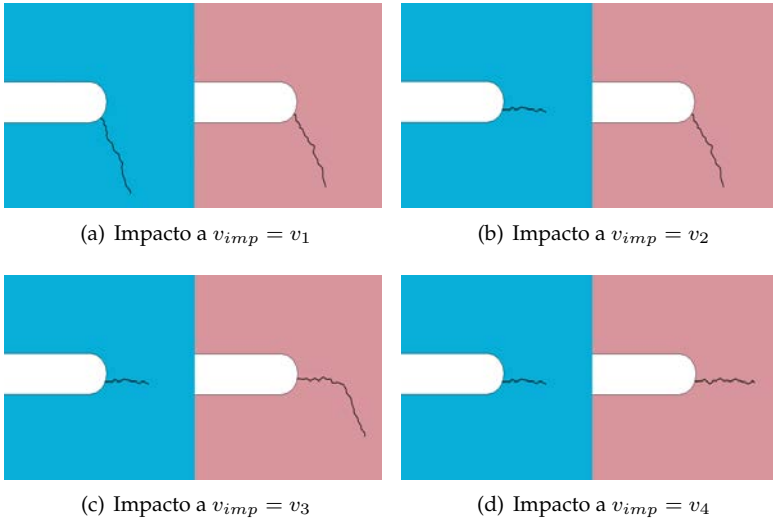


Figura 6.35. Situaciones en las que se produce la propagación de la fisura según la velocidad de impacto (Izq: superficie libre, Drch: plano de simetría)

Haciendo hincapié en la situación producida para un impacto a velocidad ligeramente inferior a la velocidad de transición ($v_{imp} \lesssim v_{trans}$), se representa en la Fig.6.36 la evolución temporal del proceso de fractura tanto en la superficie libre de la probeta como en el plano de simetría en dicho caso, donde $t_1 < t_2 < t_3 < t_4$.

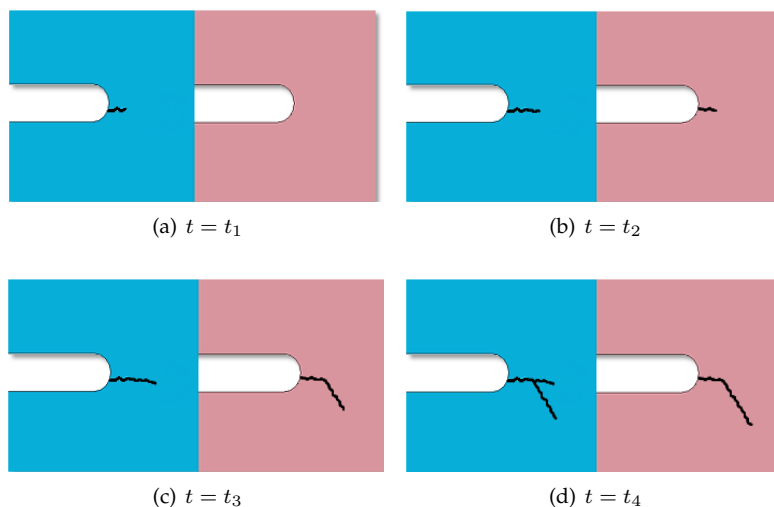


Figura 6.36. Evolución temporal del proceso de fractura para una velocidad de impacto muy próxima a la velocidad de transición (Izq: superficie libre, Drch: plano de simetría)

Atendiendo a esta diferencia de comportamiento entre el plano de simetría y la superficie libre, resulta importante destacar que en los ensayos de flexión en tres puntos dinámica realizados en la Barra Hopkinson modificada, también se ha observado una situación análoga a la calculada numéricamente para los ensayos de Ravi-Chandar et al. [1]. Analizando el proceso de rotura de las probetas ensayadas en Barra Hopkinson, se ha observado como el modo de fractura frágil comienza en el plano de simetría de la probeta (Fig.6.37(a)) tal y como también han reportado otros autores [20]; mientras que el modo de fallo dúctil se inicia en la superficie libre de la misma (Fig.6.37(b)). De esta forma se ha obtenido una evidencia contrastada tanto numérica como experimentalmente de este hecho.

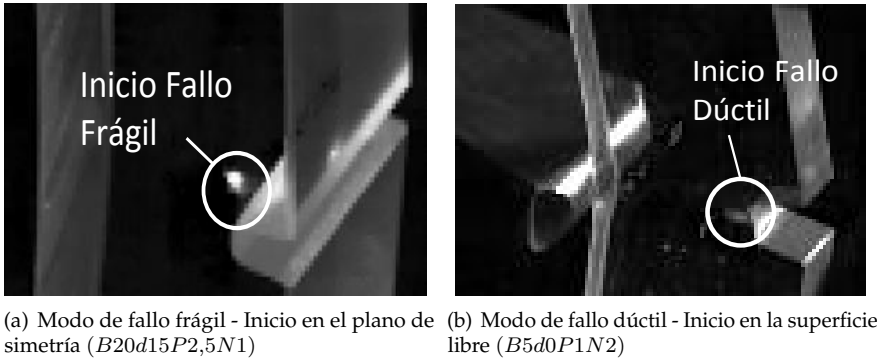


Figura 6.37. Localización del inicio de la fractura según el modo de fallo

Por lo tanto, se ha analizado en detalle el proceso de transición frágil-dúctil en el modo de fallo que ocurre en función de la velocidad de deformación a la que se encuentra sometido el material.

6.4.2. Influencia del espesor de la probeta

Para analizar la influencia que tiene el espesor de la probeta en los ensayos de flexión en tres puntos, se han realizado simulaciones numéricas sin aplicar el criterio de daño, con objeto de obtener la evolución temporal de los parámetros que gobiernan la fractura de la probeta (la tensión principal máxima σ_I y la densidad de energía de deformación a tracción W_{trac}) en la zona que rodea el extremo de la entalla. Estas simulaciones se han realizado para los tres espesores de probeta analizados experimentalmente, y para las posiciones de entalla $d0$ y $d15$, ya que como se ha visto, las probetas de tipo $d30$ no llegaban a romper. Se comenzará analizando de forma detallada las probetas de espesor $B5$ y posteriormente se mostrarán los resultados obtenidos para los espesores $B10$ y $B20$.

Numéricamente se han simulado impactos a velocidades del proyectil comprendidas entre los 4 y los 40 m/s , llegando a sobrepasar el límite físico establecido por la Barra Hopkinson utilizada (en torno a los 20 m/s), y que por lo tanto serían imposibles de reproducir experimentalmente.

Aún así, es importante aclarar que las gráficas que se van a representar a continuación se consideran independientes del tipo de ensayo, ya que los valores de tensión principal máxima y densidad de energía de deformación

recogidos podrían obtenerse utilizando otro dispositivo experimental, aunque manteniendo el espesor de la probeta analizada. Esta independencia del tipo de ensayo se corroborará más adelante.

En primer lugar se muestran en la Fig.6.38 los resultados numéricos obtenidos respecto al criterio de daño frágil para las probetas de menor espesor y con entalla centrada (tipo *B5d0*). En dicha figura se representa la tensión principal máxima crítica a partir de la cual se produce la fractura frágil, en función de la velocidad de deformación (Ec.(3.11) - línea sólida), y los valores máximos de σ_I alcanzados en la zona que rodea a la entalla (puntos circulares, junto a un ajuste lineal de los mismos).

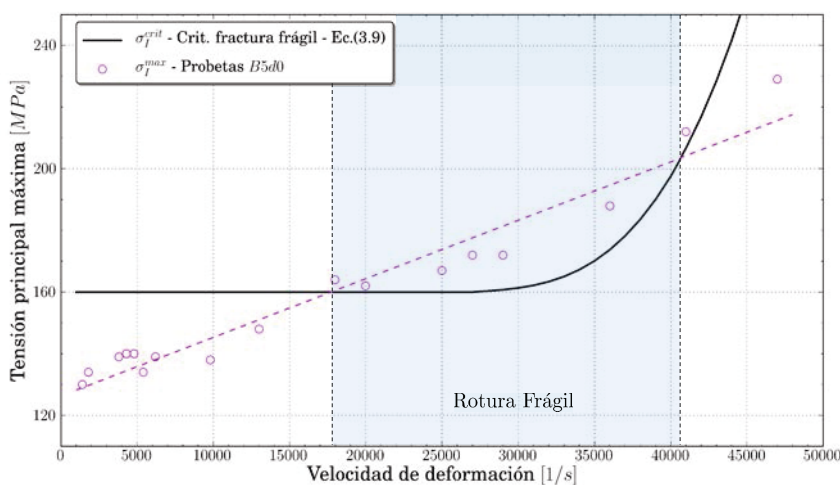


Figura 6.38. Condición de fractura frágil ($18000 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 41000 \text{ s}^{-1}$) para probetas de tipo *B5d0*

El área sombreada indica el rango de velocidades de deformación en el cual se produciría una fractura frágil de la probeta, $18000 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 41000 \text{ s}^{-1}$, ya que la tensión principal máxima en el extremo de la entalla sobrepasa el valor crítico definido por el criterio de daño.

Para otros valores de $\dot{\epsilon}$, fuera del anterior área marcado, la probeta podría romper de forma dúctil, o no romper de ninguna manera. Para determinar cuál de estas dos situaciones se produce, se representan en la Fig.6.39 los valores de densidad de energía de deformación W alcanzados en la zona de la entalla, así como el valor de W_{crit} a tracción, definido en el modelo de daño dúctil.

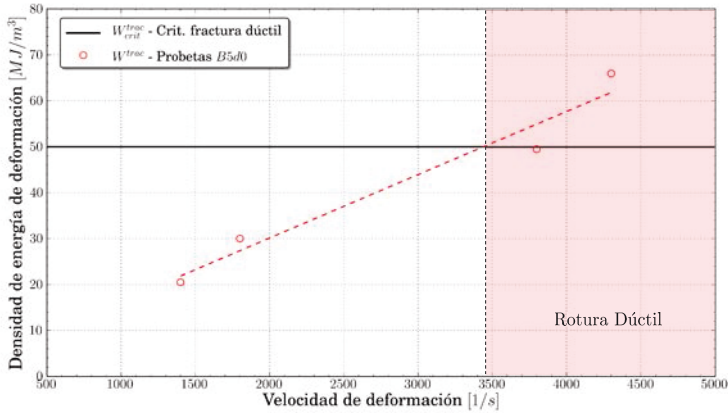


Figura 6.39. Condición de fractura dúctil ($\dot{\epsilon} \geq 3450 \text{ s}^{-1}$) para probetas de tipo B5d0

Los resultados mostrados en la Fig.6.39 indican que a partir de $\dot{\epsilon} \simeq 3450 \text{ s}^{-1}$ se alcanzarían las condiciones para una fractura dúctil de la probeta. Por debajo de dicha velocidad de deformación, la probeta no rompe por ninguno de estos mecanismos (frágil o dúctil), al no alcanzarse las condiciones de activación necesarias de cada uno de ellos de manera independiente.

Por lo tanto, combinando los datos de las dos figuras anteriores en una única gráfica (ver Fig.6.40), es posible establecer los rangos de velocidades de deformación para los cuales las probetas de tipo B5d0 rompen de manera dúctil, de manera frágil, o no llegan a romper.

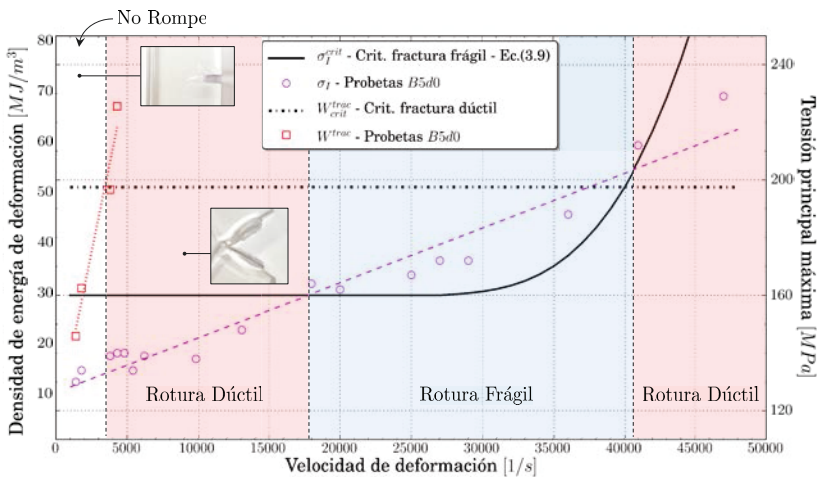


Figura 6.40. Modos de fractura en función de $\dot{\epsilon}$ para probetas de tipo B5d0

A la vista de la figura anterior, se puede comprobar como por debajo de $\dot{\epsilon} \simeq 3450 \text{ s}^{-1}$ no se produce rotura. Al sobrepasar dicha velocidad de deformación, la probeta rompería de forma dúctil hasta alcanzar un valor de $\dot{\epsilon} \simeq 18000 \text{ s}^{-1}$, instante en el cual se alcanza el cumplimiento del criterio de fractura frágil. Es importante tener en cuenta que, tal y como se ha descrito anteriormente, el criterio de fractura frágil es predominante, por lo tanto, en aquellos casos en los que ambos criterios predijeran el fallo de la probeta, ésta rompería de manera frágil.

Por lo tanto, en torno a $\dot{\epsilon} \simeq 18000 \text{ s}^{-1}$, se produce una primera transición en el modo de fallo, pasando de fallar según un modo de fractura dúctil a hacerlo de forma frágil; esta transición, tal y como se comentará más adelante, ha sido la observada experimentalmente en los ensayos de flexión dinámica en tres puntos para las probetas *B10d0P2,25N4* y *B10d0P2,25N5*, las cuales rompieron de forma frágil. Para velocidades de deformación aún mayores, se sigue produciendo un modo de fractura frágil, hasta alcanzar el valor de $\dot{\epsilon} \simeq 41000 \text{ s}^{-1}$, instante en el que numéricamente se produce una nueva transición en el modo de fallo, frágil-dúctil en este caso.

Esta última transición no se ha podido corroborar de forma experimental en los ensayos de flexión dinámica en tres puntos debido a la imposibilidad de alcanzar las velocidades de impacto correspondientes en la Barra Hopkinson modificada utilizada en esta Tesis. Sin embargo, en el apartado 6.2, cuando se expusieron los resultados obtenidos en las simulaciones numéricas que reproducían los ensayos experimentales realizados por Ravi-Chandar et al. [1], se determinó que a un impacto de unos 58 m/s se producía la transición frágil-dúctil en el modo de fallo (ver tabla 6.3). En este caso, la velocidad de deformación calculada en el extremo de la entalla es de aproximadamente $\dot{\epsilon} \simeq 39500 \text{ s}^{-1}$ (valor recogido en la Fig.3.5), muy similar a los $\dot{\epsilon} \simeq 41000 \text{ s}^{-1}$ predichos por el modelo numérico correspondiente al ensayo de flexión dinámica en tres puntos en Barra Hopkinson, reforzando así la idea de que las gráficas anteriores muestran cierta independencia respecto al tipo de ensayo realizado, siempre y cuando se mantenga el espesor de la probeta.

Una vez obtenidos los rangos de velocidad de deformación que definen los distintos modos de fractura para las probetas de tipo *B5d0*, se va a analizar la influencia que tiene el espesor de las mismas en dichos rangos.

En la Fig.6.41, se incluyen los valores de tensión principal máxima alcanzada en la zona del extremo de la entalla para los espesores de 10 y 20 mm, en función de la velocidad de deformación en esa misma zona.

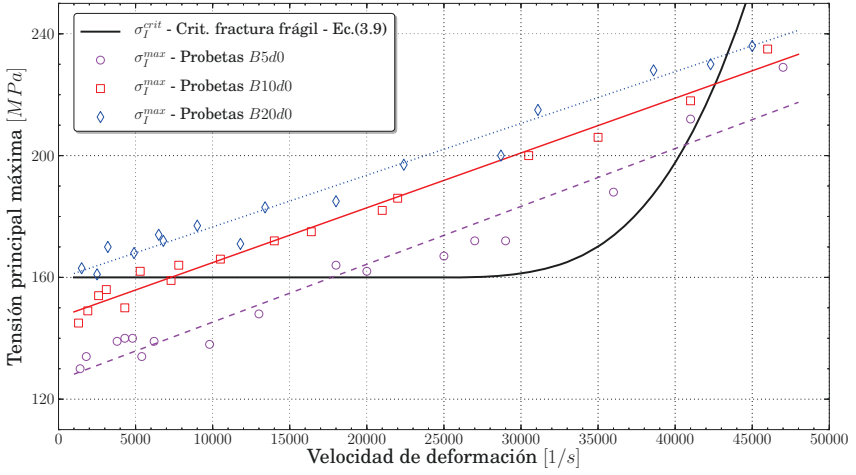


Figura 6.41. Condición de fractura frágil para los diferentes espesores de probeta

Se puede observar como a medida que el espesor aumenta, también lo hace la zona de fractura frágil (tramo entre intersecciones con la representación de la Ec.(3.11) - línea sólida). Además, debido a la forma ascendente de la Ec.(3.11), los valores de $\dot{\epsilon}$ para los que se predice la transición frágil-dúctil en el modo de fallo son muy similares para todos los espesores: desde los 41000 s^{-1} para la probeta de menor espesor, hasta los 43000 s^{-1} aproximadamente para el espesor mayor. Sin embargo, los valores de velocidades de deformación que establecen el límite inferior del modo de fractura frágil, sí que se ven altamente influenciados por el espesor de la probeta, disminuyendo considerablemente a medida que dicho espesor aumenta.

Por otro lado, en la Fig.6.42 se recogen los valores de densidad de energía de deformación máxima en función de la velocidad de deformación en la zona próxima al extremo de la entalla, para los tres espesores de probeta considerados.

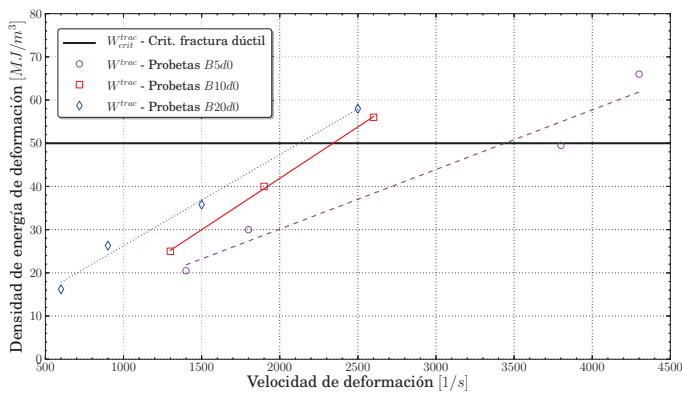


Figura 6.42. Condición de fractura dúctil para los diferentes espesores de probeta

A la vista de la figura anterior, se puede comprobar como el valor límite de velocidad de deformación que determina el instante a partir del cual el material comienza a degradar hasta llegar a romper según un modo de fractura dúctil, disminuye a medida que el espesor de la probeta aumenta. Dicha disminución parece menos acusada cuando el espesor de probeta aumenta.

Combinando ahora los datos referidos tanto a las condiciones de fractura frágil como a las de fractura dúctil, para el espesor de probeta $B10$, se obtienen los resultados recogidos en la Fig.6.43.

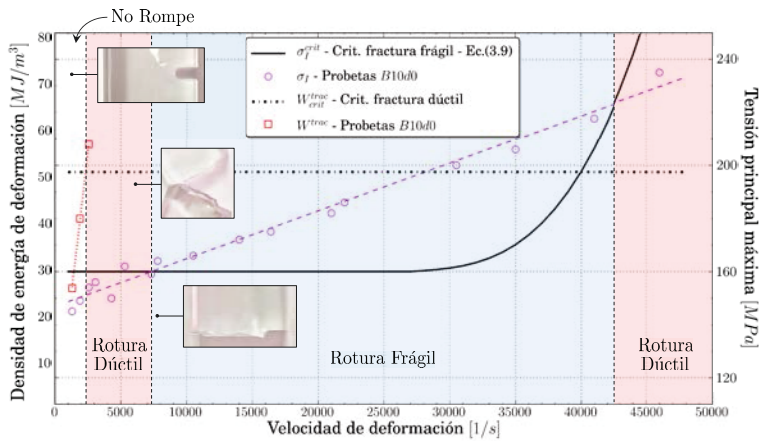


Figura 6.43. Modos de fractura en función de $\dot{\epsilon}$ para probetas de tipo $B10d0$

Se puede observar como el rango para el cual se predice un modo de fractura frágil se amplía comparado con el de las probetas de espesor menor (Fig.6.40). El límite inferior de dicho rango se obtiene para una velocidad de deformación de valor $\dot{\epsilon} \simeq 7300 \text{ s}^{-1}$ (correspondiente a una velocidad de impacto del proyectil $v_{imp} \simeq 17,5 \text{ m/s}$), por debajo de la cual se produce una fractura de tipo dúctil. Dicho valor de velocidad de impacto es muy similar a la obtenida experimentalmente en Barra Hopkinson con presiones de lanzamiento de valor $P = 2,25 \text{ bar}$, obteniendo que dos de las probetas de espesor $B10$ ensayadas a dicha presión rompieron según un modo de fractura frágil y otras tres según un modo de fractura dúctil.

De modo análogo, en la Fig.6.44 se representan los datos correspondientes a las probetas de mayor espesor, 20 mm ($B20$).

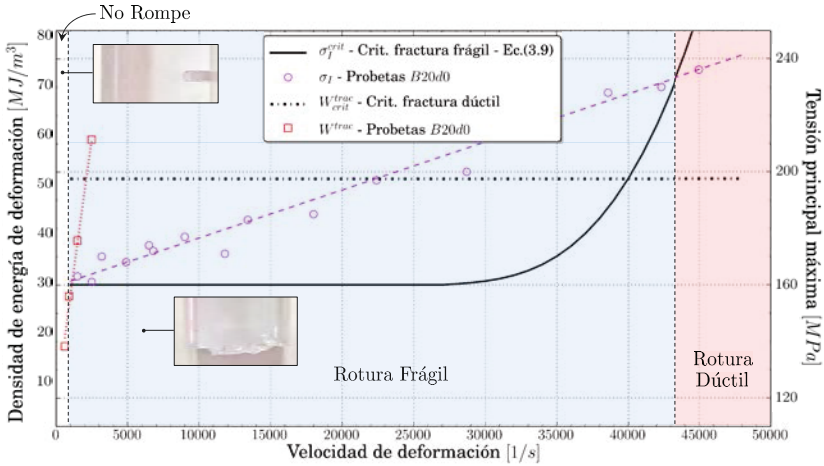


Figura 6.44. Modos de fractura en función de $\dot{\epsilon}$ para probetas de tipo $B20d0$

En este caso, al contrario que en los dos espesores inferiores anteriores, sólo aparece una transición en el modo de fallo para una velocidad de deformación de $\dot{\epsilon} \simeq 43100 \text{ s}^{-1}$. La transición dúctil-frágil observada en las probetas de menor espesor, se anula en este caso debido a que la velocidad de deformación correspondiente al límite inferior del rango de fractura frágil ($\dot{\epsilon} \simeq 900 \text{ s}^{-1}$) se encuentra por debajo de la que determina el inicio de la fractura dúctil ($\dot{\epsilon} \simeq 2150 \text{ s}^{-1}$). Tal y como se ha comentado anteriormente, el criterio de fractura frágil es el criterio limitante, por lo que en este caso la fractura dúctil no llega a producirse; lo cual se confirma a través de los ensayos experimentales

realizados, en los que las probetas de espesor $B20$ nunca llegaron a romper de forma dúctil.

A modo de resumen, se representan de forma gráfica en la Fig.6.45 los rangos de velocidades de deformación para los cuales se predicen los diferentes modos de fractura, en función de los diferentes espesores analizados.

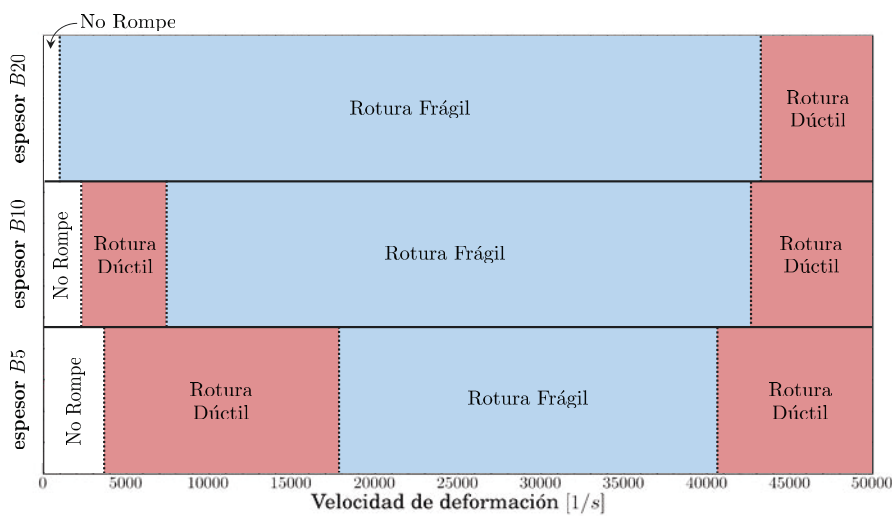


Figura 6.45. Comparación de los rangos de $\dot{\epsilon}$ que establecen los diferentes modos de fractura para cada espesor

En la figura anterior se observan más claramente las dos transiciones observadas en el modo de fallo del PC, una primera transición dúctil-frágil para velocidades de deformación medias-altas, y una segunda transición frágil-dúctil para velocidades de deformación más elevadas. Además se comprueba como a medida que aumenta el espesor de la probeta, el modo de fractura dúctil se va reduciendo y el modo de fallo que se hace más predominante es el de fractura frágil, llegando incluso a producirse la desaparición de la primera transición en probetas de mayor espesor.

Por lo tanto, a la vista de los resultados anteriores, puede establecerse una conclusión importante, y es que no existe una velocidad de deformación única que establezca la frontera entre un modo de fractura frágil y otro dúctil, al igual que no existe un espesor crítico de probeta que lo haga, sino que es una combinación de ambos parámetros la que establece la frontera entre los diferentes modos de fallo observados.

6.5. Ejemplo de aplicación práctica: impacto balístico

Una vez calibrado y validado el modelo constitutivo y de daño propuesto en esta Tesis Doctoral, se pretende explorar la viabilidad del modelo en otro tipo de aplicaciones de interés práctico o industrial.

El caso práctico considerado, el impacto de un fragmento metálico contra la visera protectora de Policarbonato de un casco de artificiero (EOD), se engloba dentro del campo de las protecciones personales frente a amenazas balísticas y explosivas. Se trata de un tema estratégico en Europa debido a la creciente amenaza de ataques terroristas ocurridos en los últimos años, en los cuales se ha hecho uso de armas habituales en escenarios bélicos. Por este motivo, es necesario realizar continuas mejoras en los sistemas de protección personal [125, 126] que utilizan las Fuerzas y Cuerpos de Seguridad del Estado (FFCCSSEE) y las Fuerzas Armadas (FFAA). El principal requisito que deben cumplir los sistemas de protección personal es minimizar el daño que puede ser infringido al usuario por una determinada amenaza externa. Además, es muy importante que se alcancen unos requisitos de ergonomía y ligereza, de forma que afecte lo menos posible a la movilidad y comodidad del usuario.

Por todo lo anteriormente expuesto, con este ejemplo práctico se pretende analizar la aplicabilidad del modelo de daño desarrollado en esta Tesis. En tal caso, permitiría predecir el comportamiento de la visera de PC ante otro tipo de amenazas, determinar su rango de utilización segura, e incluso su uso en el desarrollo de nuevos diseños de protecciones.

6.5.1. Modelo numérico del sistema de protección

La visera analizada forma parte de un casco de artificiero, modelo *Med-Eng EOD 8*, como el que se muestra en la Fig.6.46. Dicho modelo está fabricado en Kevlar, y además de la visera, lleva incorporados un foco en la zona superior, y un accesorio para la toma de aire en su zona trasera.

El modelo numérico empleado para analizar el comportamiento frente a impacto de la visera, incluye la propia visera y el proyectil. No se va a incluir el casco completo por simplicidad, puesto que el objetivo es determinar el límite balístico de la visera de PC. En futuras simulaciones se considerará todo el conjunto ya que el modelo del casco completo está también en desarrollo, tal y como se muestra en la Fig.6.47.

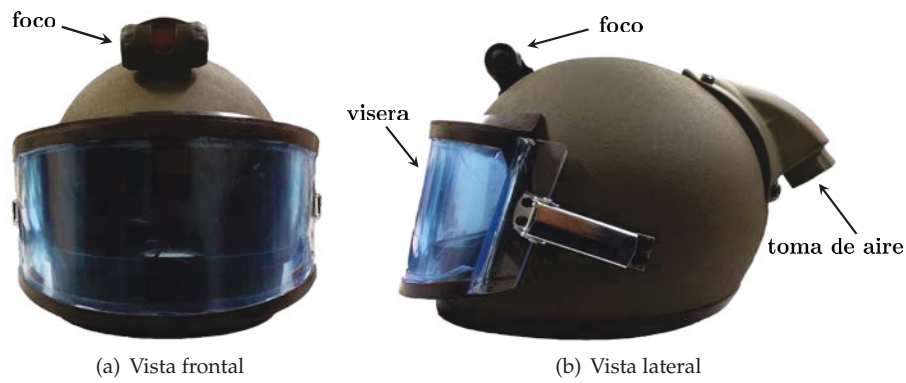


Figura 6.46. Casco de artificiero *Med-Eng EOD 8*

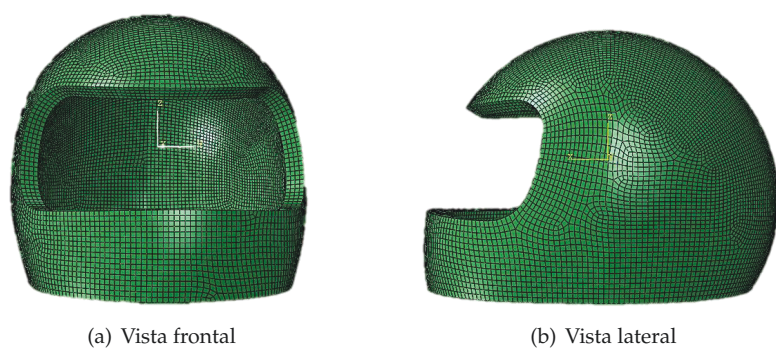


Figura 6.47. Modelo numérico del casco de artificiero *Med-Eng EOD 8*

En la Fig.6.48 se muestra el modelo numérico empleado para el análisis del límite balístico de la visera de protección de PC.

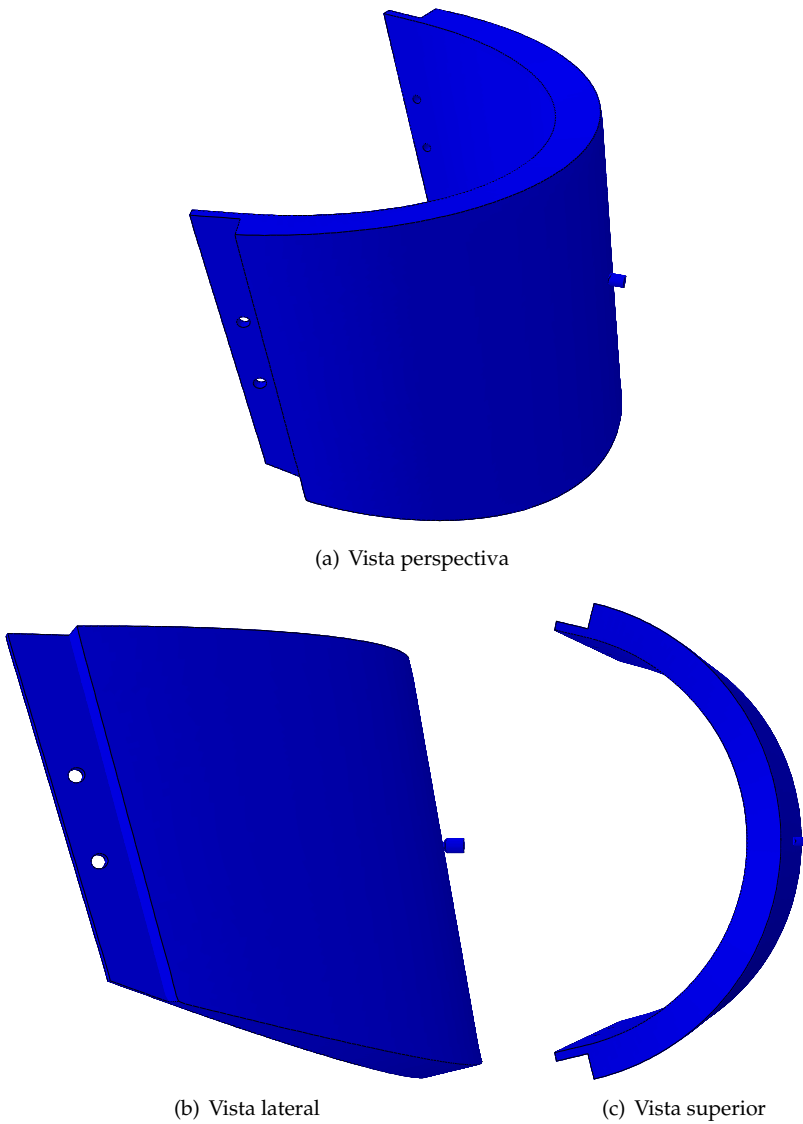


Figura 6.48. Modelo numérico de visera y proyectil

Proyectil

En lo referente al proyectil, se trata de un FSP (*Fragment Simulating Projectile*) de 1,1 g de masa definido según la norma STANAG 2920 (Fig.6.49(a)), el cual simula un fragmento metálico producido como resultado de una posible explosión. El FSP está fabricado en acero AISI 4340 y ha sido mallado con un total de 8395 elementos de tipo C3D8R (Fig.6.49(b)).

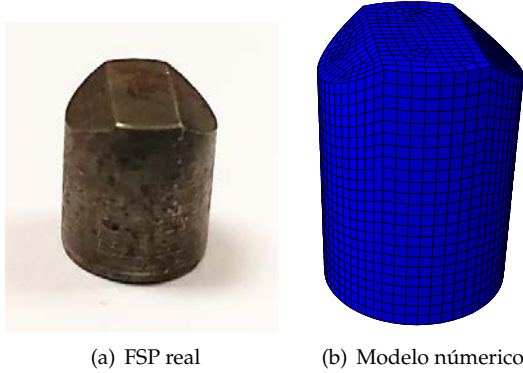


Figura 6.49. Proyectil FSP

El comportamiento termoviscoplastico del material del proyectil se ha definido utilizando el modelo de Johnson-Cook [105], cuya función de endurecimiento viene definida por las Ecs.(6.2) y (6.3):

$$\sigma_Y(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}^p, T) = [A + B(\bar{\varepsilon}^p)^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] [1 - \Theta^m] \quad (6.2)$$

$$\Theta = \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \quad (6.3)$$

donde $\bar{\varepsilon}^p$ es la deformación plástica equivalente, $\dot{\varepsilon}^p$ la velocidad de deformación plástica equivalente y Θ la temperatura absoluta. Para el acero AISI 4340, los parámetros que aparecen en las Ecs.(6.2) y (6.3) han sido obtenidos de [127] y se recogen en la tabla 6.15, junto con otras propiedades físicas.

Comportamiento elástico	
E	210 GPa
ν	0,3
Comportamiento termoviscoplastico	
A	792 MPa
B	510 MPa
n	0,34
$\dot{\epsilon}_0$	1 s^{-1}
C	0,014
m	1,03
Otras constantes físicas	
ρ	2700 kg/m^3
β	0,9
C_p	477 $J/kg \cdot K$
T_0	293 K
T_m	775 K
Ecuación de estado	
c_0	3935 m/s
s	1,578
s	1,578
Γ_0	1,69
E_m	0

Tabla 6.15. Propiedades mecánicas del acero AISI 4340 [127]

El coeficiente de Quinney-Taylor que define el porcentaje de trabajo plástico que es transformado en calor es igual a $\beta = 0,9$. La temperatura inicial se ha fijado en $T_0 = 293 K$ y la temperatura de fusión en $T_m = 775 K$. Además, el modelo para el acero tiene en cuenta la relación entre la presión, la densidad y la energía interna a través de la ecuación de estado de Mie-Grüneisen [118]:

$$p(\bar{\epsilon}^p, \dot{\bar{\epsilon}}^p, T) = \frac{\rho_0 c_0^2 \eta}{(1 - s\eta)^2} \left(1 - \frac{\Gamma_0 \eta}{2} \right) + \Gamma_0 \rho_0 E_m \quad (6.4)$$

donde ρ es la densidad de referencia, c_0 la velocidad del sonido en el material,

η es la deformación volumétrica nominal (definida como $\eta = 1 - \rho_0/\rho$, siendo ρ la densidad actual), Γ_0 es una constante material, E_m la energía interna por unidad de masa, y s es una constante en la ecuación de estado hidrodinámica de Mie-Grüneisen. Los valores de los parámetros pertenecientes a dicha ecuación de estado se han obtenido de [128].

Visera

La visera considerada posee un espesor de 21 *mm*, siendo el límite balístico proporcionado por el fabricante de 780 *m/s* [129]. En cuanto al mallado de la misma, está formado por 110398 elementos de tipo C3D8R (Fig.6.50), imponiendo como condiciones de contorno el empotramiento de las zonas marcadas en la Fig.6.51.

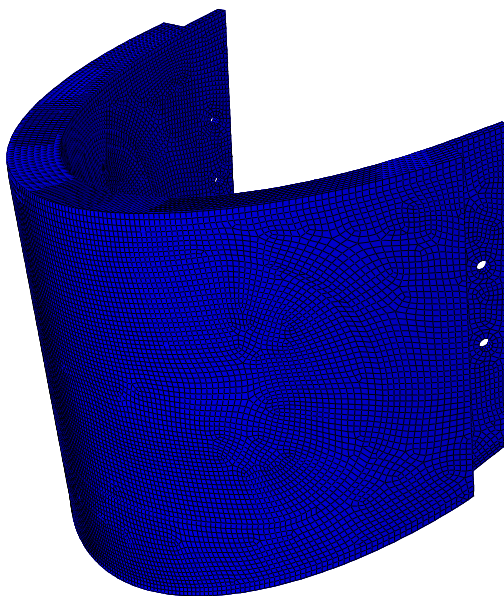


Figura 6.50. Mallado de la visera



Figura 6.51. Condiciones de contorno en la visera

6.6. Resultados obtenidos

Los resultados obtenidos en cuanto al cálculo del límite balístico de la visera se muestran en la Fig.6.52:

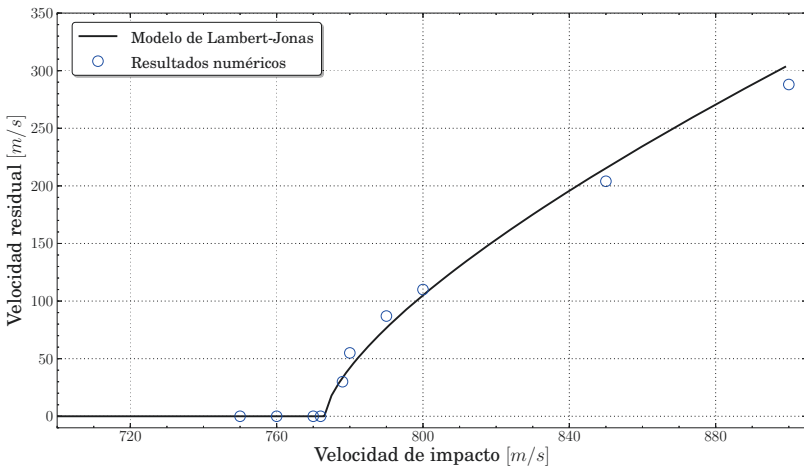


Figura 6.52. Resultados obtenidos para el límite balístico de la visera de PC

En la imagen anterior se representa la velocidad residual de salida del proyectil V_r , frente a la velocidad de impacto V_i . Estos datos han sido ajustados

mediante una regresión de mínimos cuadrados de acuerdo a la ecuación de Lambert-Jonas [130]:

$$V_r^p = A(V_i^p - V_{50}^p) \quad (6.5)$$

donde A y p son coeficientes de regresión, y V_{50} es el valor del límite balístico, definido como la velocidad a la cual el proyectil perfora el objetivo el 50 % de las veces. Se puede comprobar como el límite balístico predecido por el modelo numérico, $V_{50} \simeq 773 \text{ m/s}$, es muy similar a los 780 m/s proporcionados por el fabricante [129], cometiénndose un error de apenas un 0,9 %.

El mecanismo de fallo del material de la visera es de tipo dúctil, no llegando a alcanzarse en ningún caso el valor de tensión principal máxima crítica que daría lugar a un modo de fractura frágil. Los elementos de la zona externa de la visera (los que primero entran en contacto con el proyectil) rompen al alcanzar el valor de densidad de energía de deformación a fractura a compresión $W_{frac}^{comp} = 170 \text{ MJ/m}^3$, mientras que los de la parte trasera de la misma se eliminan al alcanzar el valor límite a tracción $W_{frac}^{trac} = 70 \text{ MJ/m}^3$.

En la Fig.6.53 se puede observar la secuencia del impacto del proyectil a una velocidad de 770 m/s , por debajo del límite balístico del PC de la visera de protección. En este caso el proyectil se detiene antes de atravesar la visera por completo.

Por el contrario, en la Fig.6.54 se puede observar la secuencia del impacto del proyectil a una velocidad de 790 m/s , por encima del límite balístico, pudiéndose comprobar como en este caso el proyectil atraviesa por completo la visera.

Por lo tanto, a la vista de los resultados obtenidos, se ha podido comprobar como el modelo reproduce de manera fiel un caso práctico de impacto, dejando de manifiesto la robustez del modelo de daño desarrollado.

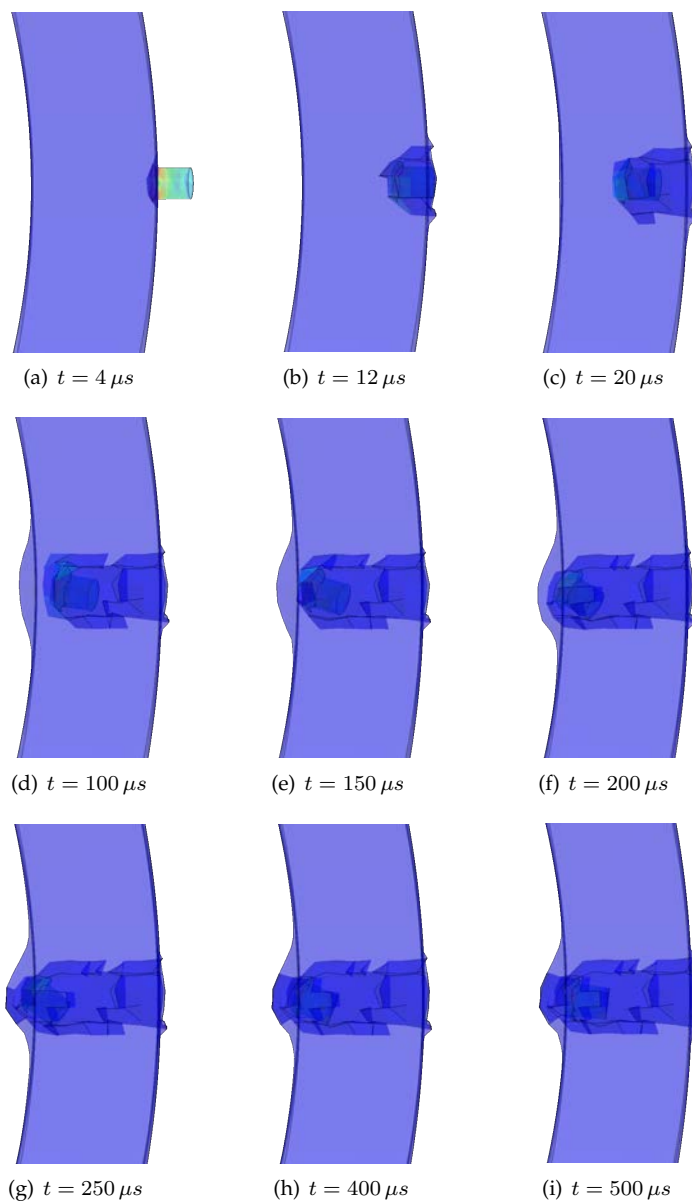


Figura 6.53. Secuencia de impacto a $v_{imp} = 770 \text{ m/s}$, por debajo del límite balístico

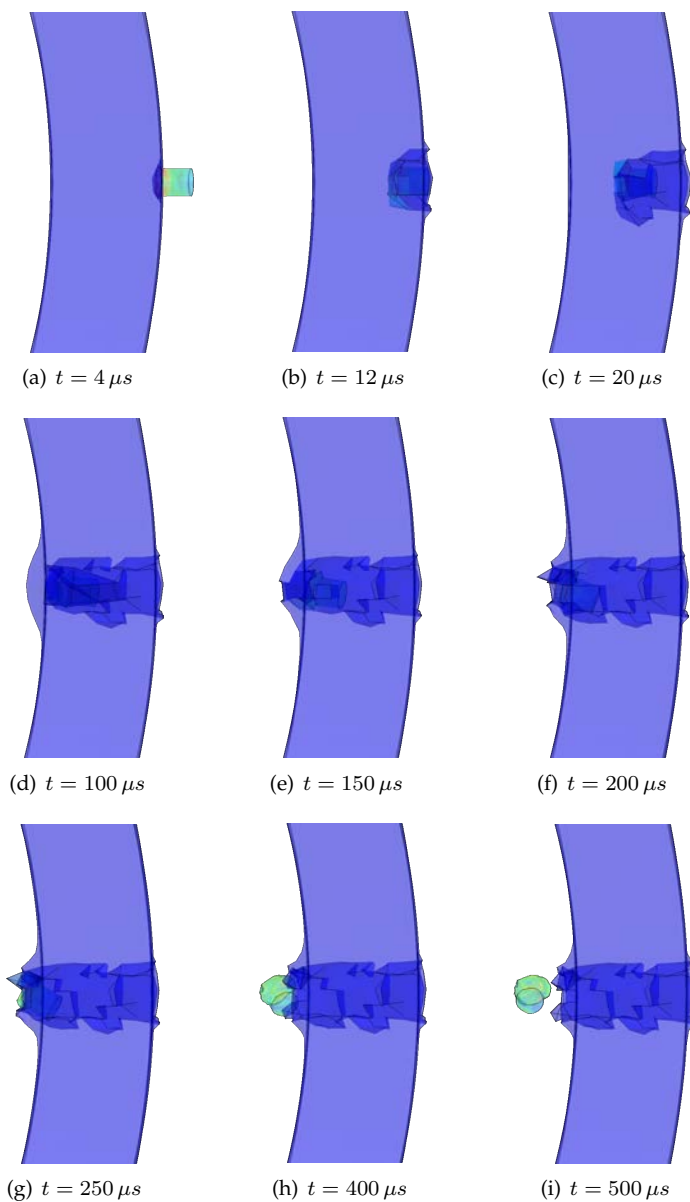


Figura 6.54. Secuencia de impacto a $v_{imp} = 790 \text{ m/s}$, por encima del límite balístico

Conclusiones y Trabajos Futuros

En este capítulo se recogen las conclusiones más relevantes que pueden ser extraídas de la presente Tesis Doctoral, así como algunas de las futuras líneas de investigación que se podrían abordar.

7.1. Conclusiones

En esta Tesis Doctoral se ha formulado un modelo de comportamiento para materiales polímeros de uso estructural, que incluye la relación constitutiva del material y el criterio de daño.

Desde el punto de vista del comportamiento en fractura, los polímeros de uso estructural pueden presentar una transición en el modo de fallo que puede llegar a ser crítica durante su vida en servicio. Por este motivo, se ha formulado un modelo de daño propuesto independiente del modelo constitutivo considerado, que recoge la competición entre dos criterios de fallo, uno frágil y otro dúctil, que actúan de forma simultánea. El criterio de fallo frágil es un criterio de daño local basado en la tensión principal máxima, mientras que el criterio de daño dúctil establece la degradación del material a partir de la densidad de energía de deformación del mismo.

El modelo ha sido implementado en un código comercial de elementos finitos mediante una subrutina de usuario de tipo VUMAT, y ha sido calibrado para Policarbonato, ya que dicho polímero presenta transición en el modo de fallo de forma natural, empleando resultados experimentales disponibles en la literatura científica.

El PC utilizado ha sido sometido a una campaña experimental de caracterización mecánica para la verificación de sus propiedades, con ensayos a distinta velocidad de deformación (empleando máquina universal de ensayos, Barra Hopkinson y de tracción dinámica). Además se ha utilizado un sistema de videocorrelación digital (DIC) que permite mejorar los resultados obtenidos mediante bandas extensométricas.

La calibración del modelo de daño se ha realizado mediante resultados de la literatura científica, en los que se apreciaba un punto de transición en el modo de fallo (frágil-dúctil), utilizando para ello un modelo numérico termoviscoplastico tridimensional completo.

Posteriormente, se han realizado ensayos de flexión dinámica en tres puntos en Barra Hopkinson modificada, en probetas de PC de diferentes espesores y excentricidades de entalla inicial, que han sido también reproducidos mediante simulaciones numéricas que consideran el modelo completo. Estos ensayos han permitido validar el modelo propuesto, ya que la capacidad predictiva del modelo se ha contrastado satisfactoriamente, obteniéndose una buena comparación de resultados.

Se ha conseguido predecir la transición observada en el modo de fallo, en función de la velocidad de deformación y del espesor de la probeta considerada. A velocidades próximas a la velocidad de transición, la competencia entre los distintos mecanismos de fallo permite destacar la importancia del carácter tridimensional del problema. Se aprecia como el espesor de la probeta afecta a la entrada en juego de ambos modos de fallo, pudiendo predecir la coexistencia de ambos según el plano del espesor considerado, y la dominancia final de uno (frágil) frente a otro (dúctil).

El criterio de daño propuesto se ha demostrado independiente del tipo de ensayo realizado, siempre que se mantenga el espesor de las probetas ensayadas. Además, se ha comprobado que no se puede hablar de forma independiente de valores de velocidad de deformación y de espesor límites, que establezcan la frontera entre los modos de fractura frágil y dúctil, sino que es una combinación de ambos parámetros la que establece la transición entre los dos modos de fallo observados.

Se han observado dos transiciones en el modo de fallo. Una primera transición dúctil-frágil para velocidades de deformación medias y espesores medios-bajos, evidenciada experimentalmente en los ensayos de flexión en tres puntos. Y una segunda transición frágil-dúctil, producida a velocidades de deformación más elevadas y con menor dependencia del espesor considerado, y evidenciada en los ensayos de impacto asimétrico sobre probetas planas con entalla simple llevados a cabo por Ravi-Chandar et al. [1].

7.2. Trabajos Futuros

Como futuras líneas de investigación continuación de la presente Tesis doctoral, se pueden establecer las siguientes:

- Combinar el modelo de daño con otros modelos constitutivos, como pueden ser los de Ghorbel, Raghava o Burzynski-Torre.
- Analizar la posible dependencia con la velocidad de deformación de los parámetros que gobiernan el criterio de fallo dúctil, W_{crit} y W_{frac} .
- Implementar un comportamiento constitutivo del material que considere el ablandamiento post-plastificación observado para el tipo de material estudiado.
- Desarrollar una metodología experimental capaz de abarcar todo el rango de velocidades de deformación necesario para verificar la existencia de los dos puntos de transición observados numéricamente en el modo de fallo.

Bibliografía

- [1] K. Ravi-Chandar, J. Lu, B. Yang, Z. Zhu, Failure mode transitions in polymers under high strain rate loading, *International Journal of Fracture* 101 (2000) 33–72.
- [2] Z. Li, J. Lambros, Strain rate effects on the thermomechanical behavior of polymers, *International Journal of Solids and Structures* 38 (2001) 3549–3562.
- [3] W. Chen, F. Lu, M. Cheng, Tension and compression tests of two polymers under quasi-static and dynamic loading, *Polymer Testing* 21 (2002) 113–121.
- [4] F. Zhou, J. Molinari, T. Shioya, A rate-dependent cohesive model for simulating dynamic crack propagation in brittle materials, *Engineering Fracture Mechanics* 72 (9) (2005) 1383–1410.
- [5] J. Loya, E. Villa, J. Fernandez-Saez, Crack-front propagation during three-point-bending tests of polymethyl-methacrylate, *Polymer Testing* 29 (2010) 113–118.
- [6] J. Torres, P. Frontini, Mechanics of polycarbonate in biaxial impact loading, *International Journal of Solids and Structures* 85-86 (2016) 125–133.
- [7] F. Erdogan, G. Sih, On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear, *Journal of Basic Engineering* 85 (1963) 519–525.
- [8] B. Cotterel, J. Rice, Slightly curved or kinked cracks, *International Journal of Fracture* 16 (1980) 519–527.
- [9] K. Broberg, On crack paths, *Proceeding of the NSF-ARO Workshop on Dynamic Fracture* (1983) 140–145. (Edited by W.G. Knauss, K. Ravi-Chandar and A.J. Rosakis).
- [10] J. Kalthoff, S. Winkler, Failure mode transition at high rates of shear loading, *International conference on impact loading and dynamic behavior of materials* 1 (1) (1987) 185–195.

- [11] J. Kalthoff, Transition in the failure behavior of dynamically shear loaded cracks, *Applied Mechanics Reviews* 43 (1990) S247–S250.
- [12] Y. Lee, L. Freund, Fracture initiation due to asymmetric impact loading of an edge cracked plate, *Journal of Applied Mechanics* 57 (1990) 104–111.
- [13] A. Needleman, V. Tvergaard, Analysis of a brittle-ductile transition under dynamic shear loading, *International Journal of Solids and Structures* 32 (1995) 2571–2590.
- [14] M. Zhou, A. Rosakis, G. Ravichandar, Dynamically propagating shear bands in impact-loaded pre-notched plates - II. Numerical simulations, *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 44 (1996) 1007–1032.
- [15] J. Song, P. Areias, T. Belytschko, A method for dynamic crack and shear band propagation with phantom nodes, *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 67 (2006) 868–893.
- [16] M. Dolinski, D. Rittel, A. Dorogoy, Modeling adiabatic shear failure from energy considerations, *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 58 (2010) 1759–1775.
- [17] J. Mason, A. Rosakis, G. Ravichandar, Full field measurements of the dynamic deformation field around a growing adiabatic shear band at the tip of a dynamically loaded crack or notch, *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 42 (1994) 1679–1697.
- [18] K. Ravi-Chandar, On the failure mode transitions in polycarbonate under dynamic mixed-mode loading, *International Journal of Solids and Structures* 32 (1995) 925–938.
- [19] M. Zhou, A. Rosakis, G. Ravichandar, Dynamically propagating shear bands in impact-loaded pre-notched plates - I. Experimental investigations of temperature signature and propagation speed, *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 44 (1996) 981–1006.
- [20] A. Faye, V. Parmeswaran, S. Basu, Mechanics of dynamic fracture in notched polycarbonate, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 77 (2015) 43–60.
- [21] D. Rittel, A. Brill, Dynamic flow and failure of confined polymethylmethacrylate, *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 56 (2008) 1401–1416.

-
- [22] A. Faye, V. Parameswaran, S. Basu, Dynamic fracture initiation toughness of PMMA: A critical evaluation, *Mechanics of Materials* 94 (2016) 156–169.
- [23] A. Faye, V. Parameswaran, S. Basu, Effect of Notch-Tip Radius on Dynamic Brittle Fracture of Polycarbonate, *Experimental Mechanics* 56(6) (2016) 1051–1061.
- [24] J. Lu, A. Dhume, K. Ravi-Chandar, Dynamic fracture under pressure and shear, *Archiwum Mechaniki Stosowanej* 47 (1995) 971–984.
- [25] R. Kambour, A review of crazing and fracture in thermoplastics, *Journal of Polymer Science, Macromolecular Reviews* 7 (1973) 1–154.
- [26] P. Bowden, The yield behaviour of glassy polymers, Applied Science Publishers Ltd., London, 1973, pp. 279–339.
- [27] [Web, accedido el 15-09-2016].
URL http://www-g.eng.cam.ac.uk/125/now/mfs/tutorial/non_IE/charts.html
- [28] A. Kinloch, R. Young, *Fracture Behaviour of Polymers*, Elsevier Science Publishers LTD, Essex, 1983.
- [29] A. Jenkins, P. Kratochvil, R. Stepto, U. Suter, Glossary of basic terms in polymer science, *Pure and Applied Chemistry* 68 (1996) 2287–2311.
- [30] W. Callister, *Materials Science and Engineering: An Introduction*, 6th Edition, Wiley, 2009.
- [31] R. Young, *Introduction to polymers*, Chapman and Hall, London, 1981.
- [32] M. Beltran, A. Marcilla, *Tecnología de polímeros*, Universidad de Alicante. Servicio de publicaciones, 2012.
- [33] M. Parvin, J. Williams, Ductile-brittle fracture transitions in polycarbonate, *International Journal of Fracture* 11 (1975) 963–972.
- [34] M. Boyce, D. Parks, A. Argon, Large inelastic deformation of glassy polymers. Part I: rate dependent constitutive model, *Mechanics of Materials* 7 (1988) 15–33.
- [35] W. Spitzig, O. Richmond, Effect of hydrostatic pressure on the deformation behavior of polyethylene and polycarbonate in tension and compression, *Polymer Engineering and Science* 19 (1979) 1129–1139.

- [36] I. Ward, D. Hadley, *An Introduction to the Mechanical Properties of Solid Polymers*, Wiley, Chichester, 1993.
- [37] H. Wu, G. Ma, Y. Xia, Experimental study of tensile properties of PMMA at intermediate strain rate, *Material Letters* 58 (2004) 3681–3685.
- [38] E. Ghorbel, A viscoplastic constitutive model for polymeric materials, *International Journal of Plasticity* 24 (2008) 2032–2058.
- [39] R. Canddell, R. Raghava, A. Atkins, Pressure dependent yield criteria for polymers, *Materials Science and Engineering* 13 (1974) 113–120.
- [40] H. Eyring, Viscosity, plasticity and diffusion examples of absolute reaction rates, *Journal of Chemical Physics* 4 (1936) 283–291.
- [41] J. Richeton, S. Ahzi, K. Vecchio, F. Jiang, A. Makradi, Modeling and validation of the large inelastic response of amorphous polymers over a wide range of temperatures and strain rates, *International Journal of Solids and Structures* 44 (2007) 7938–7954.
- [42] M. Kendall, C. Siviour, Experimentally simulating adiabatic conditions: Aproximating high rate polymer behavior using low rate experiments with temperature profiles, *Polymer* 54 (2013) 5058–5063.
- [43] T. Gómez-del Río, A. Salazar, J. Rodríguez, Effect of strain rate and temperature on tensile properties of ethylene-propylene block copolymers, *Materials and Design* 42 (2013) 301–307.
- [44] D. Rittel, A. Dorogoy, A methodology to assess the rate and pressure sensitivity of polymers over a wide range of strain rates, *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 56 (2008) 3191–3205.
- [45] L. Holliday, D. Gunn, G. Pogany, J. Mann, H. Pugh, Ductility of polystyrene, *Nature* 202 (1964) 381–382.
- [46] B. Farrokh, A. Khan, A strain rate dependent yield criterion for isotropic polymers: low to high rates of loading, *European Journal of Mechanics A-Solids* 29 (2010) 274–282.
- [47] D. Mears, K. Pae, J. Sauer, Effects of hydrostatic pressure on the mechanical behavior of polyethylene and polypropylene, *Journal of Applied Physics* 40 (1969) 4229–4237.
- [48] I. Ward, Review: the yield bahaviour of polymers, *Journal of Materials Science* 6 (1971) 1397–1417.

-
- [49] J. Sauer, K. Pae, The flow of solid polymers under high pressure, *Colloid and Polymer Science* 252 (1974) 680–695.
- [50] A. Khan, B. Farrokh, Thermo-mechanical response of nylon 101 under uniaxial and multi-axial loadings: Part I, Experimental results over wide ranges of temperatures and strain rates, *International Journal of Plasticity* 22 (2006) 1506–1529.
- [51] D. Drucker, W. Prager, Soil mechanics and plastic analysis or limit design, *Quarterly of Applied Mathematics* 10 (1952) 157–165.
- [52] W. Chen, D. Han, *Plasticity for Structural Engineers*, J. Ross Publishing Classics, Florida, 2007.
- [53] M. Zyczkowski, Discontinuous bifurcations in the case of the Burzynski-Torre yield condition, *Acta Mechanica* 132 (1999) 19–35.
- [54] W. Burzynski, Ueber die Anstrengungshypothesen, *Schweiz Bauzeitung* 94 (1929) 259–262.
- [55] G. Vadillo, J. Fernández-Sáez, R. Pecherski, Some applications of Burzynski yield condition in metal plasticity, *Materials and Design* 32 (2011) 628–635.
- [56] R. Haward, G. Thackray, The use of a mathematical model to describe isothermal stress-strain curves in glassy thermoplastics, *Proceedings of The Royal Society A* 302(1471) (1968) 453–472.
- [57] E. Arruda, M. Boyce, Evolution of plastic anisotropy in amorphous polymers during finite straining, *International Journal of Plasticity* 9(6) (1993) 697–720.
- [58] O. Hasan, M. Boyce, X. Li, S. Berko, An investigation of the yield and postyield behavior and corresponding structure of poly(methyl methacrylate), *Journal of Polymer Science. Part B: Polymer Physics* 31(2) (1993) 185–197.
- [59] C. Buckley, D. Jones, Glass-rubber constitutive model for amorphous polymers near the glass transition, *Polymer* 36(17) (1995) 3301–3312.
- [60] J. Wu, C. Buckley, Plastic deformation of glassy polystyrene: a unified model of yield and the role of chain length, *Journal of Polymer Science. Part B: Polymer Physics* 42(11) (2004) 2027–2040.

- [61] D. De Focatiis, J. Embury, C. Buckley, Large deformations in oriented polymer glasses: experimental study and a new glass-melt constitutive model, *Journal of Polymer Science. Part B: Polymer Physics* 48(13) (2010) 1449–1463.
- [62] T. Tervoort, R. Smit, W. Brekelmans, L. Govaert, A constitutive equation for the elasto-viscoplastic deformation of glassy polymers, *Mechanics of Time-Dependent Materials* 1(3) (1997) 269–291.
- [63] L. Govaert, P. Timmermans, W. Brekelmans, The influence of intrinsic strain softening on strain localization in polycarbonate: modeling and experimental validation, *Journal of Engineering Materials and Technology : Transactions of the ASME* 122 (2000) 177–185.
- [64] E. Klompen, T. Engels, L. Govaert, H. Meijer, Modeling of the post yield response of glassy polymers: influence of thermomechanical history, *Macromolecules* 38 (2005) 6997–7008.
- [65] T. Tervoort, L. Govaert, Strain-hardening behaviour of polycarbonate in the glassy state, *Journal of Rheology* 44 (2000) 1263–1277.
- [66] H. van Melick, L. Govaert, H. Meijer, On the origin of strain hardening in glassy polymers, *Polymer* 44 (2003) 2493–2502.
- [67] M. Wendlandt, T. Tervoort, U. Suter, Non-linear, rate-dependent strain-hardening behavior of polymer glasses, *Polymer* 46 (2005) 11786–11797.
- [68] M. Wendlandt, T. Tervoort, U. Suter, Strain-hardening modulus of cross-linked glassy poly(methyl methacrylate), *Journal of Polymer Science. Part B: Polymer Physics* 48(13) (2010) 1464–1472.
- [69] E. Arruda, M. Boyce, A three-dimensional constitutive model for the large streech behavior of rubber elastic materials, *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 41 (1993) 389–412.
- [70] P. Wu, E. Van der Giessen, On improved network models for rubber elasticity and their applications to orientation hardening in glassy polymers, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 41(3) (1993) 427–456.
- [71] P. Wu, E. Van der Giessen, Computational aspects of localized deformations in amorphous glassy polymers, *European Journal of Mechanics - A/Solids* 15(5) (1996) 799–823.

-
- [72] B. Gearing, L. Anand, Notch-sensitive fracture of polycarbonate, *International Journal of Solids and Structures* 41(3) (2004) 827–845.
- [73] B. Gearing, L. Anand, On modeling the deformation and fracture response of glassy polymers due to shear-yielding and crazing, *International Journal of Solids and Structures* 41(11) (2004) 3125–3150.
- [74] A. Mulliken, M. Boyce, Mechanics of the rate-dependent elastic-plastic deformation of glassy polymers from low to high strain rates, *International Journal of Solids and Structures* 43 (2006) 1331–1356.
- [75] B. Kattékola, A. Ranjan, S. Basu, Three dimensional finite element investigations into the effects of thickness and notch radius on the fracture toughness of polycarbonate, *International Journal of Fracture* 181 (2013) 1–12.
- [76] P. Yu, X. Yao, Q. Han, S. Zang, Y. Gu, A visco-elastoplastic constitutive model for large deformation response of polycarbonate over a wide range of strain rates and temperatures, *Polymer* 55 (2014) 6577–6593.
- [77] S. Mercier, A. Molinari, Propagation of adiabatic shear bands, *Journal De Physique. IV* 7(3) (1997) 803–808.
- [78] M. Yaffe, E. Kramer, Plasticization effects on environmental craze microstructure, *Journal of Materials Science* 16 (1981) 2130–2136.
- [79] R. C. Batra, M. H. Lear, Simulation of brittle and ductile fracture in an impact loaded prenotched plate, *International Journal of Fracture* 126 (2004) 179–203.
- [80] C. McVeigh, F. Vernerey, W. K. Liu, B. Moran, G. Olson, An interactive micro-void shear localization mechanism in high strength steels, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 55 (2007) 225–244.
- [81] S. Medyanik, W. Liu, S. Li, On criteria for adiabatic shear band propagation, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 55 (2007) 1439–1461.
- [82] D. Rittel, Z. G. Wang, M. Merzer, Adiabatic shear failure and dynamic stored energy of cold work, *Physical Review Letters* 96 (2006) 075502.
- [83] G. Swallowe, *Adiabatic Shear Bands in Polymers*, 2nd Edition, Elsevier, Oxford, 2012, Ch. 9, pp. 363–398.
- [84] W. Whitney, Observations of deformation bands in amorphous polymers, *Journal of Applied Physics* 34 (1963) 3633–3634.

- [85] R. E. Winter, Adiabatic shear of titanium and polymethylmethacrylate, *Philosophical Magazine* 31 (1975) 765–773.
- [86] D. Rittel, R. Levin, Mode-mixity and dynamic failure mode transitions in polycarbonate, *Mechanics of Materials* 30 (1998) 197–216.
- [87] D. Rittel, The influence of temperature on dynamic failure mode transitions, *Mechanics of Materials* 30 (1998) 217–227.
- [88] D. Rittel, Experimental investigation of transient thermoplastic effects in dynamic failure, *International Journal of Solids and Structures* 37 (2000) 2901–2913.
- [89] J. Lu, K. Ravi-Chandar, Inelastic deformation and localization in polycarbonate under tension, *International Journal of Solids and Structures* 36 (1999) 391–425.
- [90] R. Ravetti, W. Gerberich, T. Hutchinson, Toughness, fracture markings, and losses in bisphenol-a polycarbonate at high strain rate, *Journal of Material Science* 10 (1975) 1441–1448.
- [91] M. Pravin, J. G. Williams, Effect of temperature on the fracture of polycarbonate, *Journal of Materials Science* 10 (1975) 1883–1888.
- [92] C. Ho, T. Vu-Khanh, Physical aging and time-temperature behavior concerning fracture performance of polycarbonate, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 41 (2004) 103–114.
- [93] D. Rittel, H. Maigre, An investigation of dynamic crack initiation in PMMA, *Mechanics of Materials* 23 (1996) 229–239.
- [94] R. J. Gaymans, M. J. J. Hamberg, J. P. F. Inberg, The brittle-ductile transition temperature of polycarbonate as a function of test speed, *Polymer Engineering and Science* 40 (2000) 256–262.
- [95] R. A. W. Fraser, I. M. Ward, The impact fracture behaviour of notched specimens of polycarbonate, *Journal of Materials Science* 12 (1977) 459–468.
- [96] H. Nisitani, H. Hyakutake, Condition for determining the static yield and fracture of a polycarbonate plate specimen with notches, *Engineering Fracture Mechanics* 22 (1985) 359–368.

-
- [97] K. Cho, J. Yang, B. I. Kang, C. E. Park, Notch sensitivity of polycarbonate and toughened polycarbonate, *Journal of Applied Polymer Science* 89 (2003) 3115–3121.
- [98] L. Anand, N. Ames, On modeling the micro-indentation response of an amorphous polymer, *International Journal of Plasticity* 22 (2006) 1123–1170.
- [99] J. Lai, E. Van der Giessen, A numerical study of crack-tip plasticity in glassy polymers, *Mechanics of Materials* 25 (1997) 183–197.
- [100] S. Basu, E. Van der Giessen, A thermo-mechanical study of mode I, small-scale yielding crack-tip fields in glassy polymers, *International Journal of Plasticity* 18 (2002) 1395–1423.
- [101] R. Estevez, M. Tijssens, E. Van der Giessen, Modeling of the competition between shear yielding and crazing in glassy polymers, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 48 (2000) 2585–2617.
- [102] L. Anand, M. E. Gurtin, A theory of amorphous solids undergoing large deformations, with application to polymeric glasses, *International Journal of Solids and Structures* 40 (2003) 1465–1487.
- [103] S. Sternstein, L. Ongchin, Yield criteria for plastic deformation of glassy high polymers in general stress fields, *Polymer* 10 (1969) 1117–1124.
- [104] S. Fu, Y. Wang, Y. Wang, Tension testing of polycarbonate at high strain rates, *Polymer Testing* 28 (2009) 724–729.
- [105] G. R. Johnson, W. H. Cook, A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. In: *Proceedings of the seventh international symposium on ballistics*, 1983.
- [106] A. Dwivedi, J. Bradley, D. Casem, Mechanical response of Polycarbonate with strenght model fits, Army Research Laboratory, ARL-TR-5899 (2012).
- [107] R. O. Ritchie, J. F. Knott, J. R. Rice, On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 21 (1973) 395–410.
- [108] A. Dorogoy, D. Rittel, Effect of confinement on thick polycarbonate plates impacted by long and AP projectiles, *International Journal of Impact Engineering* 76 (2015) 38–48.

- [109] I. Zisso, An investigation into the dynamic deformation and fracture of MAR250 steel, Mechanical Engineering Dept. Technion, Haifa (2006) 120.
- [110] S. González-López, Ecuaciones constitutivas de materiales viscoplásticos. Aplicación a un polímero de uso estructural, Ph.D. thesis, Universidad Carlos III de Madrid (2014).
- [111] T. J. Keating, P. R. Wolf, F. L. Scarpace, An improved method of digital image correlation, Photogrammetric Engineering and Remote Sensing 41 (1975) 993–1002.
- [112] G. Crammond, S. W. Boyd, J. M. Dulieu-Barton, Speckle pattern quality assessment for digital image correlation, Optics and Lasers in Engineering 51 (2013) 1369–1378.
- [113] VIC2-D Software, Correlated Solutions, Incorporated, 120 Kaminer Way, Parkway Suite A Columbia, SC 29210 www.correlatedsolutions.com.
- [114] G. Battams, The use of optical techniques to assess the damage tolerance of composite materials, Ph.D. thesis, University of Southampton (2014).
- [115] K. Cao, Y. Wang, Y. Wang, Experimental investigation and modeling of the tension behavior of polycarbonate with temperature effects from low to high strain rates, International Journal of Solids and Structures 51 (2014) 2539–2548.
- [116] J. A. Loya, Efectos tridimensionales en la determinación de la tenacidad de fractura dinámica, Ph.D. thesis, Universidad Carlos III de Madrid (2004).
- [117] T. Bjerke, L. Zhouhua, J. Lambros, Role of plasticity in heat generation during high rate deformation and fracture of polycarbonate, International Journal of Plasticity 18 (2002) 549–567.
- [118] ABAQUS/Explicit, Abaqus Explicit v6.11 User's Manual, version 6.11 Edition, ABAQUS Inc., Richmond, USA, 2011.
- [119] S. Nemat-Nasser, On finite deformation elastoplasticity, International Journal of Solids and Structures 18 (1982) 857–872.
- [120] M. L. Wilkins, Calculation of elastic-plastic flow, Ed. Academic Press, New York and London, 1964, pp. 211–262.

- [121] R. D. Krieg, S. Key, Implementation of a time dependent plasticity theory into structural computer programs. Constitutive equations in viscoplasticity: computational and engineering aspects, Editors J. A. Stricklin and K. J. Saczalski, AMD-20, ASME, New York, 1976.
- [122] L. D. Hofmeister, G. A. Greenbaum, D. A. Evensen, Large strain, elastoplastic finite element analysis, The American Institute of Aeronautics and Astronautics Journal 9 (1971) 1248–1254.
- [123] R. Zaera, J. Fernández-Sáez, An implicit consistent algorithm for the integration of thermoviscoplastic constitutive equations in adiabatic conditions and finite deformations, International Journal of Solids and Structures 43 (2006) 1594–1612.
- [124] M. Zhou, A. J. Rosakis, G. Ravichandran, On the growth of shear bands and failure-mode transition in prenotched plates: A comparison of singly and doubly notched specimens, International Journal of Plasticity 14 (1998) 435–451.
- [125] K. H. Taber, D. L. Warden, R. A. Hurley, Blast-related traumatic brain injury: what is known, The Journal of Neuropsychiatry and Clinical Neurosciences 18 (2006) 141–145.
- [126] M. K. Nyein, A. M. Jason, L. Yu, C. M. Pita, J. D. Joannopoulos, D. F. Moore, R. A. Radovitzky, In silico investigation of intracranial blast mitigation with relevance to military traumatic brain injury, Proceedings of the National Academy of Sciences 107 (2010) 20703–1–20703–8.
- [127] T. Ozel, E. Zeren, Finite element modeling the influence of edge roundness on the stress and temperature fields induced by high speed machining, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 35 (2007) 255–267.
- [128] C. Y. Tham, V. B. C. Tan, H. P. Lee, Ballistic impact of a KEVLAR helmet: Experiment and simulations, International Journal of Impact Engineering 35 (2007) 304–318.
- [129] [Web, accedido el 03-02-2016].
URL <http://defensetechs.com/portfolios/anti-explosives-and-drugs-3/>
- [130] J. P. Lambert, G. H. Jonas, Towards standardization of in terminal ballistics testing: velocity representation, Ballistic Research Laboratories, Aberdeen Proving Ground, Report No. BRL-R-1852, Maryland (1976).